



VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ

BRNO UNIVERSITY OF TECHNOLOGY

FAKULTA STROJNÍHO INŽENÝRSTVÍ

FACULTY OF MECHANICAL ENGINEERING

ÚSTAV MATERIÁLOVÝCH VĚD A INŽENÝRSTVÍ

INSTITUTE OF MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING

**MECHANICKÉ VLASTNOSTI MATERIÁLŮ
PŘIPRAVOVANÝCH POMOCÍ PROCESU SLM**

MECHANICAL PROPERTIES OF MATERIALS PREPARED BY SLM PROCESS

DIPLOMOVÁ PRÁCE

MASTER'S THESIS

AUTOR PRÁCE

AUTHOR

Bc. Kristýna Vašáková

VEDOUCÍ PRÁCE

SUPERVISOR

doc. Ing. Libor Pantělejev, Ph.D.

BRNO 2019

Zadání diplomové práce

Ústav: Ústav materiálových věd a inženýrství
Studentka: **Bc. Kristýna Vašáková**
Studijní program: Aplikované vědy v inženýrství
Studijní obor: Materiálové inženýrství
Vedoucí práce: **doc. Ing. Libor Pantělejev, Ph.D.**
Akademický rok: 2018/19

Ředitel ústavu Vám v souladu se zákonem č. 111/1998 o vysokých školách a se Studijním a zkušebním řádem VUT v Brně určuje následující téma diplomové práce:

Mechanické vlastnosti materiálů připravovaných pomocí procesu SLM

Stručná charakteristika problematiky úkolu:

V rámci práce budou zjišťovány mechanické vlastnosti a mikrostrukturní charakteristiky vybraných kombinací slitin, kdy zkušební multimateriálové vzorky budou vyrobeny technikou SLM (selective laser melting). Získané výsledky budou srovnávány s dostupnými literárními údaji.

Cíle diplomové práce:

- 1) Vybrat optimální parametry SLM procesu pro výrobu vzorků určených pro mechanické zkoušky.
- 2) Provést materiálovou analýzu multimateriálů po SLM procesu (LM, SEM).
- 3) Zjistit základní mechanické charakteristiky multimateriálu připraveného pomocí SLM techniky.

Seznam doporučené literatury:

OLAKANMI, E. O., R. F. COCHRANE and K. W. DALGARNO. A review on selective laser sintering/melting (SLS/SLM) of aluminium alloy powders: Processing, microstructure, and properties. Progress in Materials Science, 74 (2015), 401–477.

BRANDL, D, E. U. HECKENBERGER, V. HOLZINGER and D. BUCHBINDER. Additive manufactured AlSi10Mg samples using Selective Laser Melting (SLM): Microstructure, high cycle fatigue, and fracture behavior. Materials & Design, 34 (2012), 159–169.

KEMPEN, K., L. THIJS, J.-P. KRUTH and J. VAN HUMBEECK. Mechanical properties of AlSi10Mg produced by Selective Laser Melting. Physics Procedia 39 (2012) 439–446.

BANDYOPADHYAY, Amit and Bryan HEER. Additive manufacturing of multi-material structures. Materials Science & Engineering. R 129 (2018), 1–16.

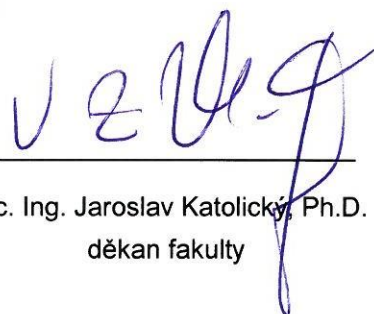
DEMIR, Ali Gökhan and Barbara PREVITALI. Multi-material selective laser melting of Fe/Al-12Si components. Manufacturing Letters. 11 (2017), 8–11.

Termín odevzdání diplomové práce je stanoven časovým plánem akademického roku 2018/19.

V Brně, dne 5. 11. 2018



prof. Ing. Ivo Dlouhý, CSc.
ředitel ústavu



doc. Ing. Jaroslav Katolický, Ph.D.
děkan fakulty

ABSTRAKT

Tato diplomová práce se zabývá vlastnostmi rozhraní multi-materiálů složených z čistého Fe a slitiny Cu7Ni2Si1Cr vyráběných procesem SLM. Rešeršní část práce je zaměřena na popis technologie selektivního laserového tavení, zejména jsou popsány defekty spojené s výrobou SLM dílů. Dále se rešeršní část zabývá výrobou multi-materiálů připravovaných procesem SLM. Experimentální část práce se zabývá volbou parametrů procesu SLM za účelem přípravy objemných vzorků. Základní mechanické charakteristiky byly určovány zkouškou tahem za pokojové teploty. V rámci práce byla také hodnocena mikrostruktura materiálů a prováděna fraktografická analýza pro posouzení mechanismů porušování.

KLÍČOVÁ SLOVA

Selektivní laserové tavení (SLM), multi-materiály, čisté Fe, slitina Cu7Ni2Si1Cr, mechanické vlastnosti

ABSTRACT

This diploma thesis deals with properties of multi-materials interface composed of pure iron and Cu7Ni2Si1Cr alloy produced by SLM process. The theoretical part of thesis is focused on selective laser melting technology, and on description of defects connected with the production of SLM parts. Furthermore, one section deals with the production of multi-materials prepared by the SLM process. The experimental part of this thesis deals with selections of the SLM process parameters appropriate for bulk samples preparation. Mechanical properties were determined by the tensile tests at room temperature. Metallographic and fractographic analyses were performed for evaluation of the microstructure and description of the fracture mechanisms.

KEYWORDS

Selective laser melting (SLM), multi-materials, pure Fe, Cu7Ni2Si1Cr alloy, mechanical properties

BIBLIOGRAFICKÁ CITACE

VAŠÁKOVÁ, Kristýna. *Mechanické vlastnosti materiálů připravovaných pomocí procesu SLM* [online]. Brno, 2019 [cit. 2019-05-10]. Dostupné z: <https://www.vutbr.cz/studenti/zav-prace/detail/117624>. Diplomová práce. Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, Ústav materiálových věd a inženýrství. Vedoucí práce Libor Pantělejev.

Prohlášení

Prohlašuji, že jsem diplomovou práci na téma *Mechanické vlastnosti materiálů připravovaných pomocí procesu SLM* vypracovala samostatně s použitím odborné literatury, uvedené v seznamu, který tvoří součást této práce.

V Brně dne 24. 5. 2019

.....
Bc. Kristýna Vašáková

Poděkování

Srdečně tímto děkuji svému vedoucímu diplomové práce doc. Ing. Liboru Pantělejevovi, Ph.D. za odborný dohled a vedení v průběhu teoretické i experimentální části. Zejména bych ocenila jeho užitečné rady a trpělivost. Taktéž děkuji Mgr. Janu Čuperovi za pomoc při realizaci experimentální části práce. Tato práce vznikla za podpory projektu č. EF16_025/0007304 s názvem „*Materiály s vnitřní architekturou strukturované pro aditivní technologie*“.

Obsah

1	Úvod.....	15
2	Aditivní výroba	17
2.1	Přehled aditivních technologií.....	17
2.1.1	Stereolitografie (SLA)	18
2.1.2	Materiálová extruze (FDM).....	19
2.1.3	Plošné laminování (LOM)	19
2.1.4	Přímá metoda navařování laserem (LENS)	20
2.1.5	Selektivní laserové spékání (SLS)	21
3	Selektivní laserové tavení (SLM)	22
3.2	Vliv procesních parametrů SLM a vlastností prášku na výsledný materiál	23
3.2.1	Tvorba kulových částic	24
3.2.2	Zbytková napětí	25
3.2.3	Ztráta legujících prvků.....	26
3.3	Vady mikrostruktury	26
3.3.1	Porozita	26
3.3.2	Oxidické vměstky	27
3.3.4	Trhliny	27
4	Multi-materiály (MM).....	28
4.1	Přehled vybraných multi-materiálových kombinací	30
4.1.1	Kombinace slitiny mědi C18400 a korozi-vzdorné oceli 316L	30
4.1.2	Kombinace slitiny C18400 a slitiny hliníku AlSi10Mg	32
4.1.3	Systém Cu-W	34
4.1.4	Korozi-vzdorná ocel 316L a Inconel 718	35
4.1.5	Kombinace Fe a slitina AlSi12	38
5	Rozšířené cíle práce	40
6	Experimentální část.....	41
6.1	Experimentální technika a postup prací	41
6.2	Použitý materiál.....	41
6.2.1	Čisté Fe	42
6.2.2	Slitina AMPCOLOY 944 (Cu7Ni2Si1Cr).....	43
7	Výsledky	45
7.1	Dvouvrstvý materiál (rozhraní s osou zatěžování) – Sada I.....	45
7.2	Dvouvrstvý materiál (rozhraní ⊥ vzhledem k ose vzorku) – Sada II.....	56
7.3	Vícevrstvé materiály – Sada III.....	59

8	Diskuze	66
9	Závěry	69
10	Seznam použité literatury	70
11	Seznam použitých symbolů a zkratk	73
12	Přílohy	75

1 Úvod

Aditivní výroba (AM) byla poprvé patentována v 80. letech minulého století. Podle technického výboru ASTM („American Society for Testing and Materials“) F2792–12a je AM definována jako proces spojování materiálu, vrstvu po vrstvě, přičemž informace o výrobku jsou brány z 3D CAD („Computer-aided design“) modelu. Díky principu postupného nanášení jednotlivých vrstev na sebe je možné vytvořit součást se složitou geometrií, kterou by nebylo možné vyrobit konvenčními metodami. Jedná se tedy o rozšíření limitních konstrukčních možností oproti konvenčním technologiím. Původně se AM využívala převážně k výrobě prototypů. Nicméně v posledních letech byl zaznamenán intenzivní vývoj, jehož výsledkem je lepší kvalita a vyšší hustota zhotovených dílů. Z tohoto důvodu se neustále zvyšuje i podíl finálních produktů. [1, 2]

V současné době je stále aktuálnější výroba geometricky složité struktury o nízké hmotnosti, kdy moderní průmysl má současně požadavky na snížení nákladů a času výroby. Kromě toho se vzrůstajícím důrazem na minimalizaci vlivu výroby na životní prostředí se neustále zvyšuje tlak na snížení spotřeby energie, materiálu a emisí skleníkových plynů. To vede k neustálému vývoji v oblasti aditivních technologií. Za jednu z perspektivních metod AM se považuje selektivní laserové tavení („Selective Laser Melting“ SLM). [3, 4]

SLM je proces tavení kovového prášku vysoce výkonným laserem. Tato metoda byla vyvinuta Dr. M. Fockelem a Dr. D. Schwarzem ze společnosti Stereolithographie GmbH ve spolupráci s firmou Fraunhofer ILT zastoupenou Dr. W. Meinersem, Dr. K. Wissenbachem a Dr. G. Andersem. Metodou SLM je možné vyrábět tvarově složité komponenty s geometrií, která se svým tvarem blíží konečnému produktu. To má za následek snížení potřeby dokončovacích operací a spotřeby výchozího materiálu. Navíc nezpracovaný kovový prášek je možné recyklovat a použít ho k následující výrobě. Co se týká vlivu výroby na životní prostředí, tak v leteckém průmyslu se potenciální výhodou jeví skutečnost, že technologií SLM je možné vyrábět komponenty s odlehčenou vnitřní strukturou, čímž se snižuje výsledná hmotnost výrobku. Úsporami hmotnosti součástí vyrobenými procesy SLM je možné během celého životního cyklu výrobku snížit emise CO₂ téměř o 40 %. [3, 5, 6]

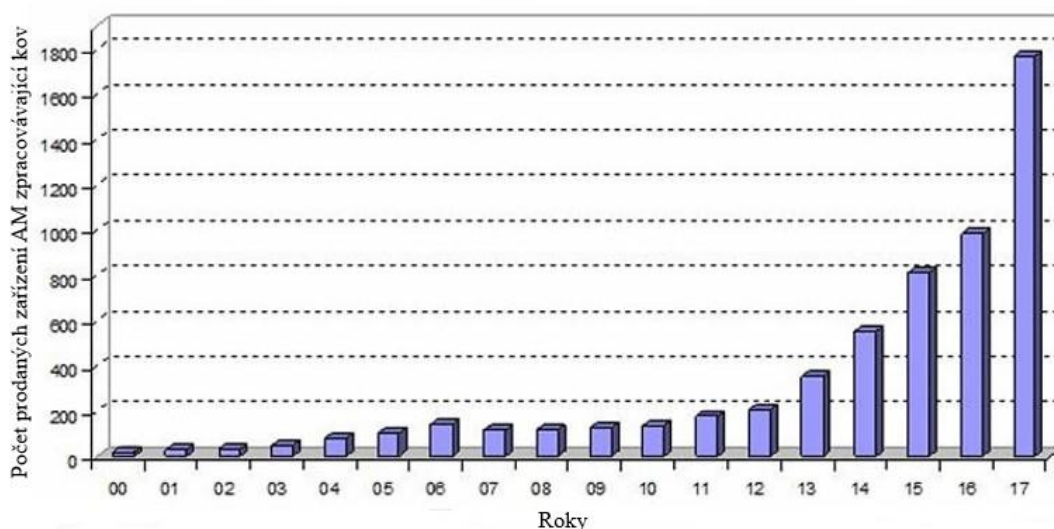
Prvotní výzkum v oblasti aditivní výroby byl zaměřen na výrobu součástí tvořených jediným materiálem. V současné době je snaha vytvořit komponenty kombinací různých materiálů, přičemž technologie SLM se prokázala jako vhodná pro kombinování více práškových materiálů. [5, 6]

Cílem výroby multi-materiálu (MM) je především vytváření oblastí o specifických vlastnostech (využití magnetických vlastností, tepelné vodivosti a dalších užitných vlastností) ve funkčních částí výrobku, což může být umožněno díky principu postupného kladení vrstev na sebe. Tato práce se zabývá výrobou MM tvořeného slitinou mědi a čistým železem. Potenciální využití tohoto MM je výroba zařízení (bližší specifikace není v této práci možná z důvodu ochrany dosud nepublikované myšlenky), kde se využívá kombinace tepelné vodivosti mědi a magnetických vlastností železa. Obecně se slitiny mědi mohou využívat k výměně tepla z důvodu vysoké tepelné vodivosti a dobrých mechanických vlastností (výměníky tepla u částí vstřikovacích forem). [7]

2 Aditivní výroba

Aditivní výroba je známa více než 20 let. V současné době se její využití uplatňuje v různých průmyslových odvětvích, např. v automobilovém a leteckém průmyslu. V automobilovém průmyslu se jedná o efektivní výrobu prototypů hlav válců, brzdových rotorů a zadních náprav pro testování. V leteckém průmyslu se uplatňuje především pro výrobu konstrukční součástí, lopatek turbín, vstřikovacích trysek paliva nebo na opravu těsnění. [3]

V posledních letech se AM rozšiřuje i na výrobu komponent z kovových materiálů, a tím se zvyšuje i počet prodaných zařízení zpracovávající kov. V roce 2017 bylo prodáno odhadem 1 768 zařízení zpracovávající kov ve srovnání s 983 zařízení v roce 2016 (obr. 1), což představuje nárůst téměř o 80 %. S tímto nárůstem je spojeno zlepšení optimalizace procesu k zajištění kvality produktů. [8]



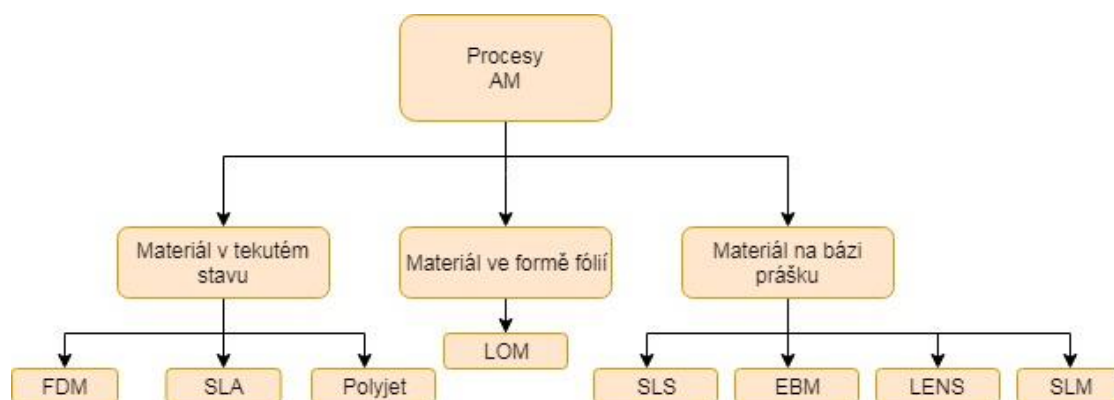
Obr. 1: Počet prodaných zařízení AM zpracovávající kov v letech 2000–2017 [8]

Aditivní výroba umožňuje výrobu složité geometrie dílů s odlehčenou konstrukcí z různých materiálů postupným kladením jednotlivých vrstev na sebe. Předpokladem pro výrobu součásti je vytvoření CAD modelu. Následně je model převeden na jednotlivé vrstvy pomocí standartního teselačního souboru (STL), který převede původní geometrii na trojúhelníkovou síť a následně model „rozřeže“ na jednotlivé vrstvy. Výsledná komponenta se pak skládá z jednotlivě nanášených vrstev materiálu určité tloušťky. Princip postupného přidávání materiálu vrstvu po vrstvě se opakuje, dokud není vyrobena celá součást. Po skončení procesu je zhotovená součást zbavena přebytečného prášku a oddělena od platformy. [9, 10]

2.1 Přehled aditivních technologií

Aditivní technologie jsou podle normy ASTM F2792 rozděleny do sedmi kategorií: stříkání pojiva, materiálová extruze, stříkání materiálu, plošné laminování, přímá depozice materiálu, fotopolymery a natavování práškového lože. U posledních tří zmíněných technologií dochází k vytvrzení materiálu použitím laseru. Z hlediska výchozího stavu materiálu lze AM rozdělit do tří kategorií: materiál v tekutém stavu, materiál ve formě fólií a materiály na bázi prášku. Na obr. 2 je znázorněn přehled aditivních technologií využívaných v průmyslu. Některé ze zmíněných metod jako materiálová extruze („Fused Deposition

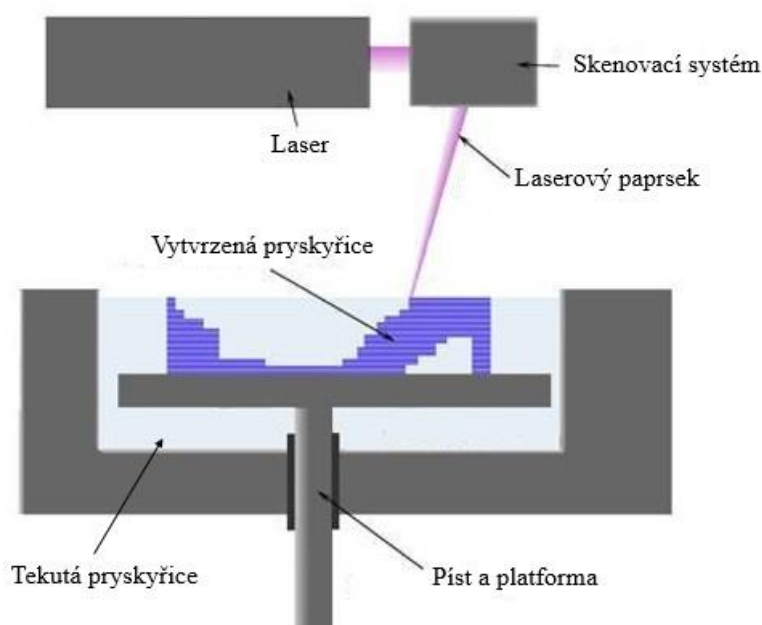
Modeling“ FDM), stereolitografie („Stereolithography“ SLA), plošné laminování („Laminated Object Manufacturing“ LOM), selektivní laserové sinterování („Selective Laser Sintering“ SLS), přímá metoda navařování laserem („Laser Engineered Net Shaping“ LENS) a SLM jsou dále podrobněji vysvětleny. [1, 10]



Obr. 2: Přehled vybraných aditivních technologií dle výchozího stavu materiálu inspirováno [10]

2.1.1 Stereolitografie (SLA)

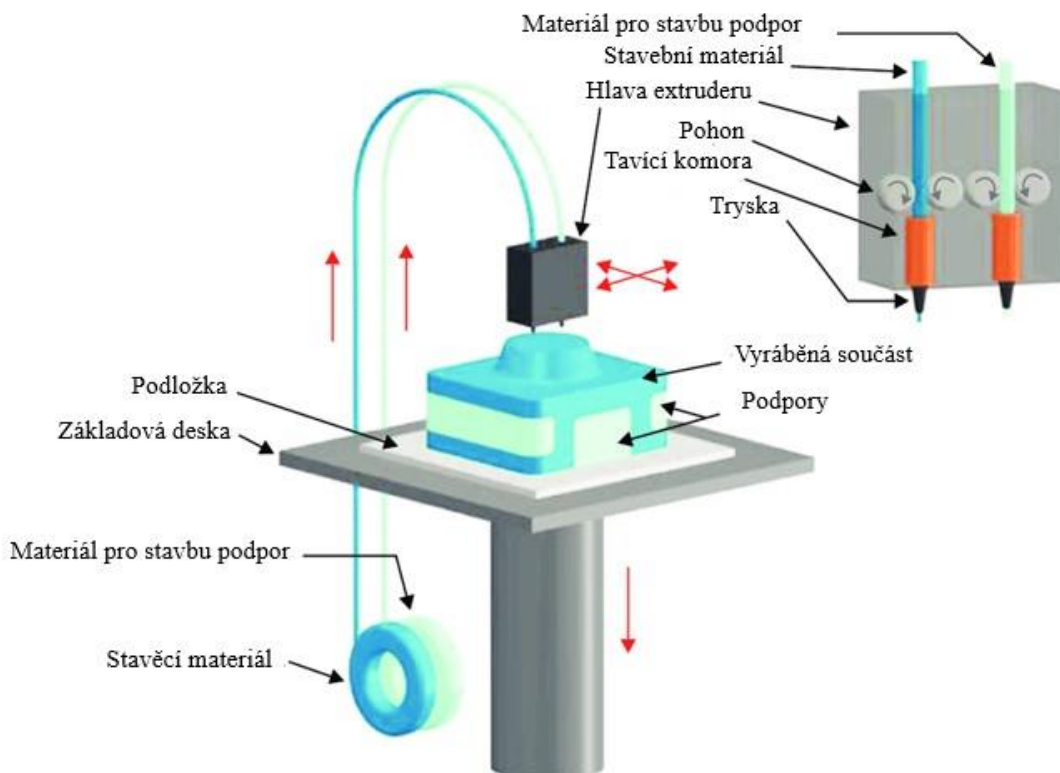
První patentovanou aditivní technologií byla v roce 1986 stereolitografie. Princip spočívá v postupném vytvrzování 2D vrstev fotocitlivé pryskyřice nebo polymeru UV zářením. Základní schéma zařízení lze vidět na obr. 3. Modely jsou většinou stavěny v nádobě s kapalnou pryskyřicí. Použitím laseru dochází pod hladinou ke ztuhnutí materiálu. Následně se píst posune směrem dolů o hodnotu tloušťky jedné vrstvy a opětovně dochází k vytvrzení vrstvy laserem. Po skončení procesu je tekutá pryskyřice odvedena z pracovní komory pryč. [10]



Obr. 3: Schéma zařízení pro SLA [10]

2.1.2 Materiálová extruze (FDM)

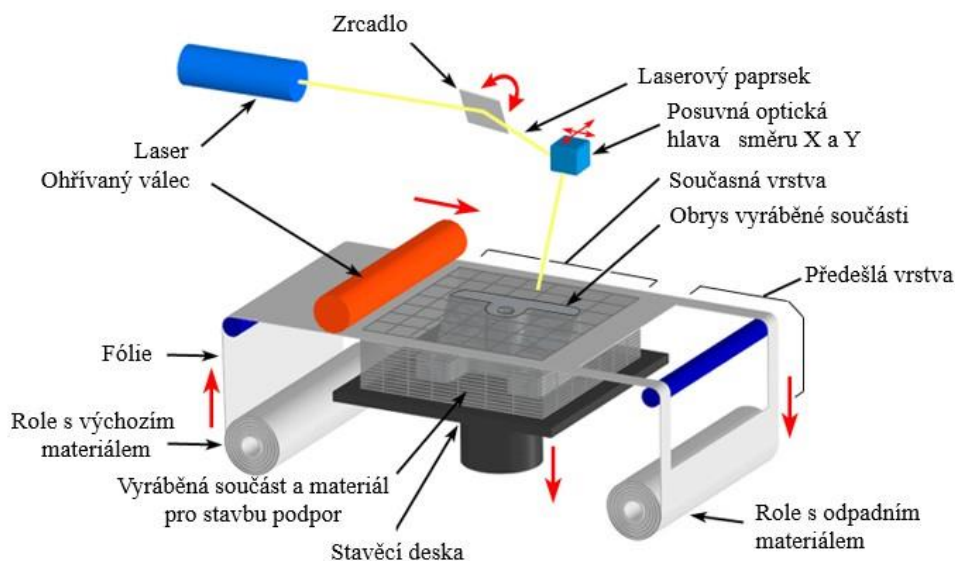
Metoda spočívá v navinutí tenkého termoplastického vlákna na cívku. Vláknem je z cívky pomocí kladek dopravováno do tavicí hlavy extruderu, kde dochází k jeho roztavení a následně je materiál tryskou vytlačován po jednotlivých vrstvách na podložku, jak je znázorněno na obr. 4. Materiálem vlákna bývá zpravidla polykarbonát (PC), akrylonitril-butadien-styren (ABS) nebo polyfenylsulfon (PPSU). Tato technologie vyžaduje při výrobě složitých součástí použití podpor. Z tohoto důvodu je zařízení vybaveno dvěma tryskami, přičemž jedna z trysek vytlačuje stavební materiál a druhá materiál pro tvorbu podpor. Po ukončení procesu se podpory mechanicky nebo chemicky odstraní. [10]



Obr. 4: Schéma zařízení pro FDM [11]

2.1.3 Plošné laminování (LOM)

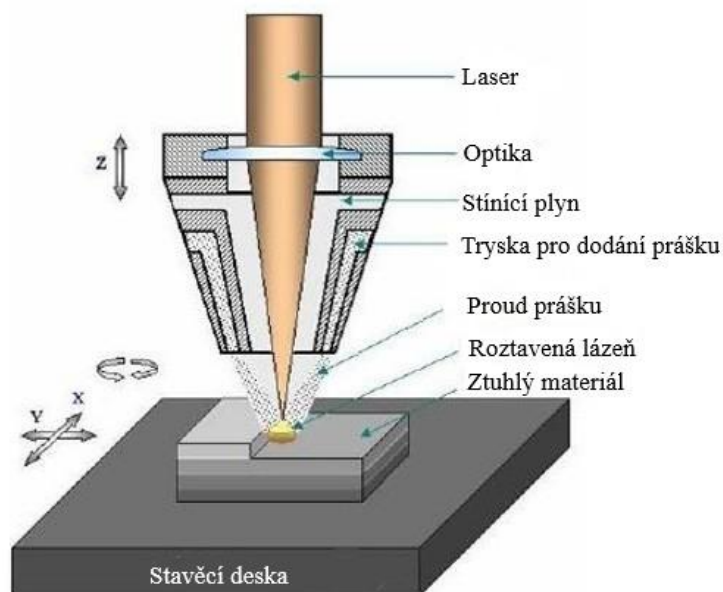
Jedná se o aditivní výrobu v kombinaci s laserovým řezáním. Produkty vyrobené touto metodou jsou tvořeny velkým množstvím fólií. Principem výroby je odvíjení fólie z primárního válce přes stavební desku na sekundární válec, viz obr. 5. V prostoru stavební desky je vyřezána kontura výrobku laserem. Následně dochází ke snížení stavební desky o jednu vrstvu a k odvinutí další části fólie. Fólie jsou na jedné straně opatřeny příslavným nátěrem zajišťujícím spojení s předchozí vrstvou, přičemž spoj je realizován pomocí zahřátého válce, který se s předem definovaným tlakem odvaluje pracovní komorou. Po vytvoření celé součásti je přebytečný materiál odřezán a odstraněn. Technologii LOM je možné zpracovávat papír, plast a kovy. [10]



Obr. 5: Princip (schematicky) technologie LOM [12]

2.1.4 Přímá metoda navařování laserem (LENS)

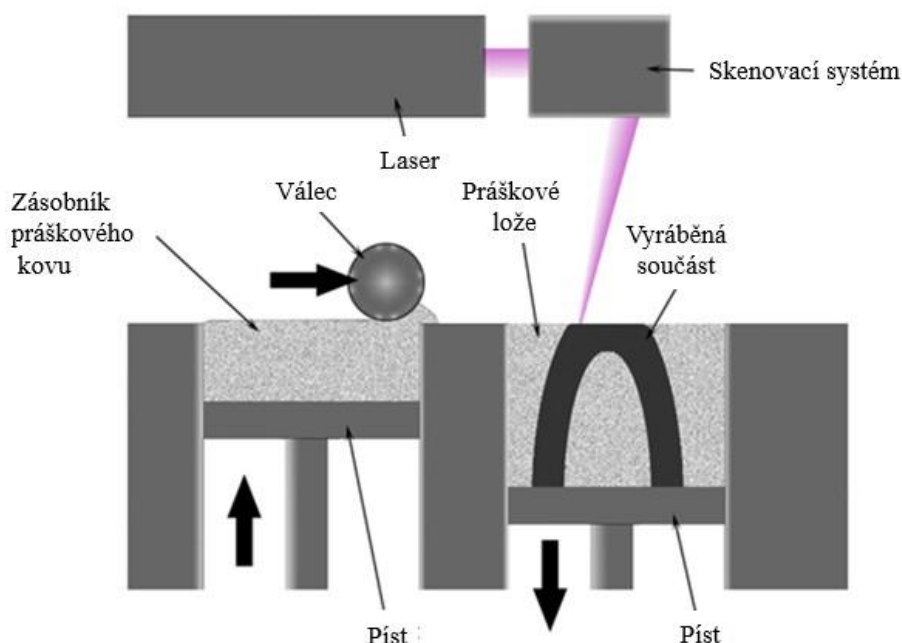
Cílem technologie je vytvářet tvary blízké konečnému produktu, aby se eliminovala potřeba rozsáhlého obrábění. Vstupním materiálem je kovový prášek o velikosti částic menších než $150\ \mu\text{m}$. Principem metody je usměrnění proudu kovového prášku na konkrétní místo substrátu za jeho současného tavení vysoce výkonným laserem, viz obr. 6. Pohyb v rovině XY vykonává stůl a vytváří tvar každé vrstvy, zatímco tavící hlava s laserem a tryskami se pohybuje vertikálně (v ose Z) a definuje tloušťku vrstvy. Celý proces se uskutečňuje v hermeticky uzavřené komoře v ochranné atmosféře argonu. Výsledná přesnost a drsnost součásti je ovlivněna vznikem zbytkových napětí vznikajících v důsledku nerovnoměrného teplotního gradientu. Metodou LENS lze zpracovávat kovové prášky na bázi titanu, niklové slitiny, korozivzdorné oceli 316, nástrojové oceli, ale i slitiny hliníku a mědi. [10, 13]



Obr. 6: Schéma zařízení pro LENS [13]

2.1.5 Selektivní laserové spékání (SLS)

Výchozím materiálem pro SLS metodu může být plastový, keramický nebo kovový prášek. Pracovní komora je vytápěna na teplotu blízkou teplotě tavení prášku. Základní princip metody je znázorněn na obr. 7 a spočívá v nanesení první vrstvy práškového materiálu na podkladovou desku a následným použitím CO₂ laseru, díky kterému dochází v požadovaném místě ke spékání prášku. Okolní prášek zůstává nespečen a slouží jako podpora. Po dokončení první vrstvy dochází ke snížení podkladové desky o tloušťku této vrstvy, dále je nanесena nová vrstva pomocí válečkového mechanismu a celý proces je opakován, dokud není vyrobena kompletní součást. Po skončení procesu se součást vyjme a nevyužitý prášek může být recyklován. V případě využití kovového prášku při procesu SLS je nezbytné pojivo. Pojivem může být polymer, který se později tepelně odstraní nebo jiný kov s velmi odlišnou teplotou tavení. Přesnost této metody je limitována velikostí částic prášku. Celý proces probíhá v inertní atmosféře, aby se zamezilo oxidaci součástí. Na podobném principu je založena metoda SLM, u které dochází k úplnému tavení částic. [10, 14]



Obr. 7: Schematické znázornění metody SLS [15]

3 Selektivní laserové tavení (SLM)

Technologií SLM byly vyrobeny vzorky pro experimentální část této diplomové práce, z tohoto důvodu bude věnována této metodě hlavní kapitola s podrobným popisem. SLM je proces aditivní výroby poprvé patentované v roce 1997. Jednou z předních výhod této technologie je možnost vyrábět tvarově komplexní komponenty z jednoho dílu, jejichž výroba je konvenčními technologiemi nedosažitelná nebo je realizována jen velmi obtížně. Dalším pozitivem SLM metody je schopnost vyrobit součást, která je svým tvarem a rozměry podobná konečnému výrobku, což snižuje potřebu konečných povrchových úprav. Z hlediska vzniku odpadu lze nezpracovaný materiál při výrobě dané součásti recyklovat a použít k následující výrobě. Součást je tisknuta na stavěcí desce, která je vyrobená z oceli nebo hliníkové slitiny, tím dochází k rychlému odvodu tepla a lze tak připravit materiál s jemnozrnnou strukturou. Během procesu je pracovní komora zaplněna inertní atmosférou (N_2 nebo Ar), aby byl kovový výrobek chráněn před oxidací. Kromě výše zmíněných pozitiv sebou nese technologie SLM i určité nevýhody v podobě vad. Mezi často se objevující vady patří póry, trhliny, snížení obsahu legujících prvků a tvorba kulových částic, tzv. balling efekt. Dále jsou často přítomna zbytková napětí. Vhodným nastavením procesních parametrů lze do jisté míry vzniku těchto nežádoucích jevů zabránit. [3, 9, 16]

Jak již bylo uvedeno v kapitole 2, princip metody sestává z několika po sobě jdoucích kroků. Prvním krokem je přenos vstupních dat na formát STL, který je dále zpracováván, např. programem Magics, kde je model „rozřezán“ na jednotlivé vrstvy v ose XY a v případě potřeby doplněn o vhodné podpory. Vlastní proces výroby začíná ve stavěcí komoře, podle schématu na obr. 8, nanesením jedné vrstvy kovového prášku o zvolené tloušťce 20–100 μm na zpravidla přehřátou stavěcí desku. Následuje skenování laserem, při kterém dochází k lokálnímu roztavení prášku a k částečnému natavení podkladové vrstvy, čímž je možné dosáhnout téměř 100% hustoty modelu. Jakmile je skenování dokončeno, pohyblivá platforma se posouvá o tloušťku předchozí vrstvy směrem dolů (směr osy Z). Poté zásobník uvolní předem určené množství prášku, které je stěrkou rozprostřeno po celé délce stavěcí desky. Tímto způsobem se nanese zcela nová vrstva a laserový paprsek zaměřovaný pomocí optiky opět skenuje určité místo. Tento cyklus se opakuje, dokud není vyrobena celá součást.[2]



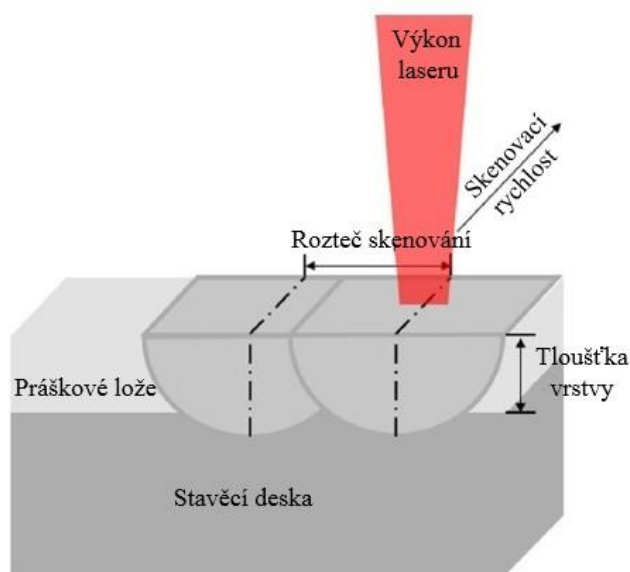
Obr. 8: Schematické znázornění metody SLM [17]

V posledním kroku je součást zbavena přebytečného prášku a oddělena od stavěcí desky, případně jsou odstraněny podpůrné struktury. Výsledný model je možné podrobit dokončovací operacím jako například obrábění, broušení, leštění atd., za účelem zlepšení povrchu výrobku. [9]

Při styku laseru s kovovým práškem dochází k řadě fyzikálních a chemických jevů jako je přenos tepla, rozptyl laserového záření a absorpce jednotlivých materiálů. Negativní účinek jednotlivých jevů je možné při samotné výrobě ovlivnit vhodným nastavením procesních parametrů, mezi které řadíme výkon laseru P [W], rozteč skenování h [mm], rychlost skenování v [mm/s] a tloušťku nanášené vrstvy t [mm], viz obr. 9. Tyto základní parametry mají za úkol správné natavení částic. Obecně je lze vyjádřit jako funkci hustoty energie Ψ [J/mm³] dle následujícího vztahu [18]:

$$\Psi = \frac{P}{v \cdot h \cdot t} \text{ [J/mm}^3\text{]}. \quad (1)$$

Kvalita konečných výrobků závisí nejen na vhodném nastavení procesních parametrů, ale i na vstupní charakteristice materiálu, která zahrnuje velikost, tvar a distribuci částic. Použitím nevhodných procesních parametrů mohou vznikat nedokonalosti v podobě tvorby kulových částic, pórů a trhlin. [18, 19]



Obr. 9: Procesní parametry procesu SLM [5]

3.2 Vliv procesních parametrů SLM a vlastností prášku na výsledný materiál

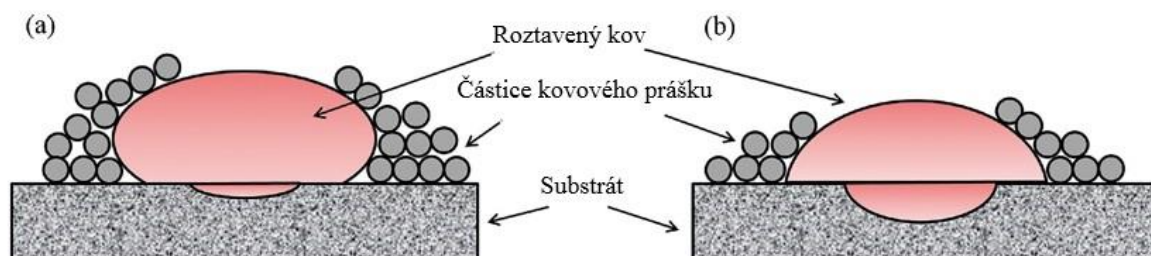
U kovového prášku se vyskytují nečistoty v podobě organických látek, adsorbovaných plynů, oxidových a nitridových vrstev na povrchu částic. Nečistoty nezabraňují pouze smáčení, které podporuje vznik soudržné vrstvy a zhutnění roztaveného kovu, ale také snižují mechanické vlastnosti výsledného materiálu. Během SLM procesu dochází k oxidaci, tvorbě kulových částic a nerovnoměrnému teplotnímu gradientu napříč vrstvami, což může způsobovat nedostatečné spojení vrstev, nízkou hustotu a drsný povrch. [16]

Ve snaze zmírnit negativní účinek oxidace se proces uskutečňuje v inertní atmosféře. Optimálním stanovením procesních parametrů (výkonu laseru a skenovací rychlosti) je možné

minimalizovat tvorbu kulových částic a opětovným natavením substrátu se zajistí čistý povrch na atomové úrovni mezi pevnou látkou a taveninou. [16]

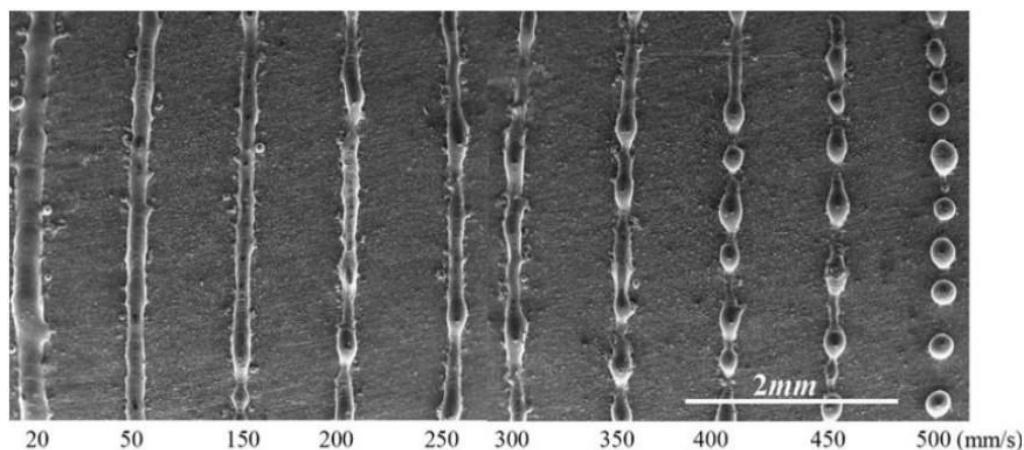
3.2.1 Tvorba kulových částic

Tvorba kulových částic je výsledkem snahy o dosažení optimálního poměru mezi povrchem a objemem vlivem působení povrchového napětí a smáčivosti. Jedná se tedy o smrštění roztaveného kovu do podoby sférických částic. Vznik kulových částic je připisován nedostatečnému natavení substrátu a rozstříku roztaveného materiálu během procesu. Z obr. 10a je patrné, že rozhraní plyn – kapalina (atmosféra v pracovní komoře – tavenina) podporuje vznik kulových částic, zatímco dostatečné natavení (smáčení) substrátu brání tomuto efektu (viz obr. 10b). Kombinací vysokého výkonu laseru, nízké rychlosti skenování a snížené hladiny kyslíku na 0,1 % je možné výrazně potlačit tento nežádoucí efekt. Nicméně pokud je energie laserového svazku příliš vysoká dochází vlivem zvýšené teploty k povrchovému napětí a k vysokému teplotnímu gradientu, což způsobuje rozpad roztaveného kovu na energeticky výhodnější stav opět do podoby kulových částic. [9, 19]



Obr. 10: Schématické znázornění tvorby kulových částic a) nedostatečně roztavený materiál b) dostatečně natavený materiál [19]

Vliv skenovací rychlosti na vznik kulových částic je znázorněn na obr. 11, přičemž výkon laseru při skenování [20] byl po celou dobu neměnný o velikosti 190 W. Se zvyšující rychlostí skenování dochází k postupnému zužování skenovací stopy a následně dochází k diskontinuitě skenovací stopy. Z důvodu nízké laserové energie při vysoké rychlosti skenování dochází ke snížení smáčení a tím dochází k iniciaci kulových částic. Při dalších experimentech bylo zjištěno, že nejlepších výsledků bylo dosaženo při využití vyšších hodnot výkonu laseru, nižších skenovací rychlostí a menších tloušťek vrstvy.



Obr. 11: Vliv skenovací rychlosti na tvorbu kulových částic [20]

3.2.3 Ztráta legujících prvků

Při využívání vysoké hustoty energie laseru může dojít k vypařování legujících prvků s nižším bodem tání, než má základový kovový prášek. Mechanismem je transport atomů legujících prvků z objemu taveniny na její povrch. Poté následuje odpařování prvků z rozhraní tavenina/pára a posledním stádiem je přenos odpařených atomů okolní plynnou fází. Selektivní odpařování legujících prvků vede k degradaci vlastností. Například odpařením hořčíku z hliníkových slitin je zabráněno precipitačnímu vytvrzování, což se projevuje nejen poklesem meze pevnosti, snížením tvrdosti a tažnosti, ale i nižší odolností vůči korozi a větší náchylností k tvorbě trhlin. [16]

3.3 Vady mikrostruktury

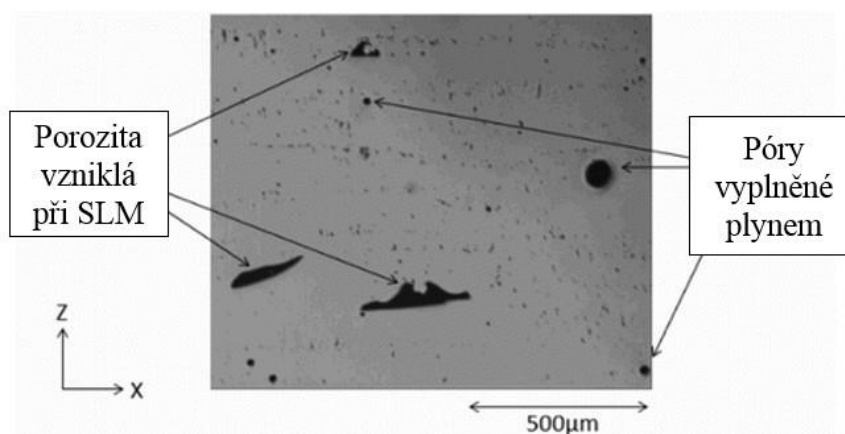
Mezi běžné vady mikrostruktury při zpracování SLM procesu kovových dílů patří porozita, trhliny a tvorba oxidických vměstků. [16]

3.3.1 Porozita

Porozita je typická vada vyskytující se při zpracování kovů AM, která má negativní vliv na mechanické vlastnosti. Porozita může vznikat při výrobě prášku, procesu zpracování nebo jako artefakt při tuhnutí, viz obr. 14. Póry vyplněné plynem vznikají uvnitř prášku při jeho výrobě (atomizaci) a jsou charakteristické svým kulovitým tvarem. Tyto póry mohou být přeneseny na vyrobenou součást. K tvorbě porozity dochází převážně při samotném procesu zpracování. [23]

Póry vzniklé při SLM zpracování jsou způsobeny nevhodnou velikostí aplikované energie, což má za následek buď nedostatečné tavení částic, nebo naopak může dojít k rozstříku tekutého kovu z tavicí lázně. Tento typ pórů je charakteristický nepravidelným tvarem a různou velikostí. Při nedostatečném přívodu energie do oblasti práškového lože vzniká porozita nazývaná „lack of fusion porosity“. Tato porozita je charakteristická neroztavenými částicemi v pórech nebo v jejich blízkosti. Na druhé straně, pokud je velikost aplikované energie příliš vysoká, dochází k rozstříku materiálu, a tím vzniká efekt klíčové dírky („keyhole porosity“). Pro minimalizaci pórů je tedy důležité správné nastavení procesních parametrů. [23]

Porozita vzniklá objemovou změnou kovu je způsobena hlavně nedostatečným přívodem tekutého kovu během procesu tuhnutí. Tendencí minimalizace povrchové energie vznikají jemné póry kulovitěho tvaru. [19]

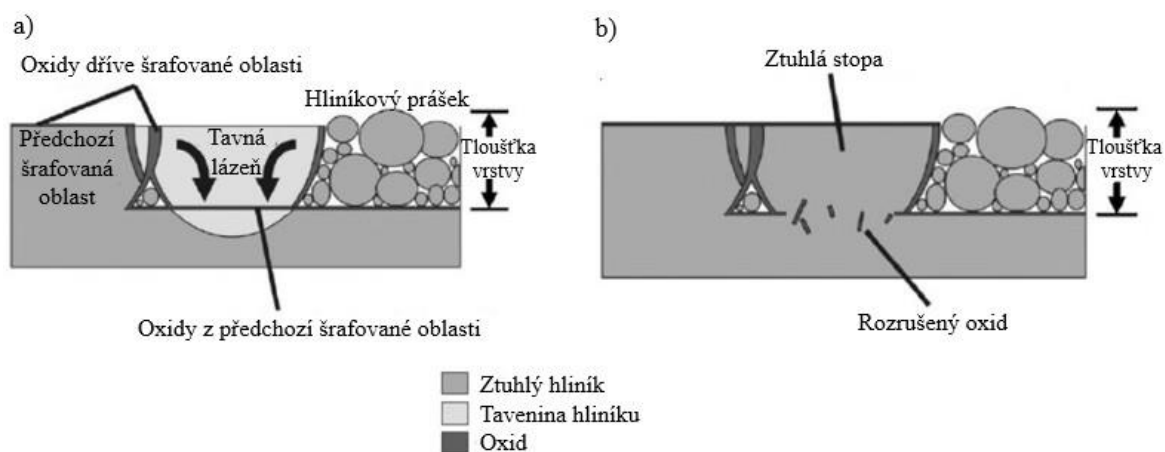


Obr. 14: Porozita vzniklá při procesu zpracování SLM a zachycení plynů [23]

3.3.2 Oxidické vměstky

Přestože jsou součásti zpracovávány v ochranné atmosféře, tak se do reálného výrobního procesu dostane přibližně 0,1 % kyslíku vyplněním mezer mezi práškovými částicemi vzduchem. Podobně jako v procesu odlévání rozlišujeme dva zdroje oxidických inkluzí u SLM procesu. Jedním ze zdrojů je částečná oxidace práškové suroviny. Druhý je způsoben zachycením kyslíku z ochranné atmosféry v důsledku povrchového turbulentního proudění roztavené lázně. Oxidické vměstky jsou nebezpečné, protože často zapříčiňují vznik trhlin a snižují mechanické vlastnosti dílů. [19]

Mechanismus a morfologie oxidů hliníkové slitiny 6061 vzniklých při procesu SLM jsou znázorněny na obr. 15, přičemž k tvorbě oxidického filmu dochází na ztuhlém povrchu kovu, na okrajích/stěnách tavné lázně i mezi jednotlivými skenovacími trasami laseru. Použitím vysokého výkonu laseru se oxidická vrstva z povrchu roztavené lázně vypaří, ale na ostatních površích zůstane nedotčená. Vrstva oxidů na povrchu lázně snižuje povrchové napětí. Gradient povrchových napětí mezi pevným a kapalným skupenství způsobuje uvnitř lázně proudění a oxidické filmy se na dně roztavené lázně rozkládají vlivem Marangoniho toku, viz obr. 15a. Marangoniho proudění popisuje chování bublin v tavenině. Při překryvu dvou oxidických filmů se vytvářejí póry, ve kterých mohou být zachyceny částice prášku nebo nečistot (obr. 15 b). Ke snížení oxidace při procesu SLM se kromě udržování dostatečně nízkého parciálního tlaku kyslíku musí dbát i na vysokou čistotu a minimální vlhkost kovového prášku. [24]



Obr. 15: a) Marangoniho proudění v tavné lázni b) Narušení oxidů ve ztuhlém kovu [24]

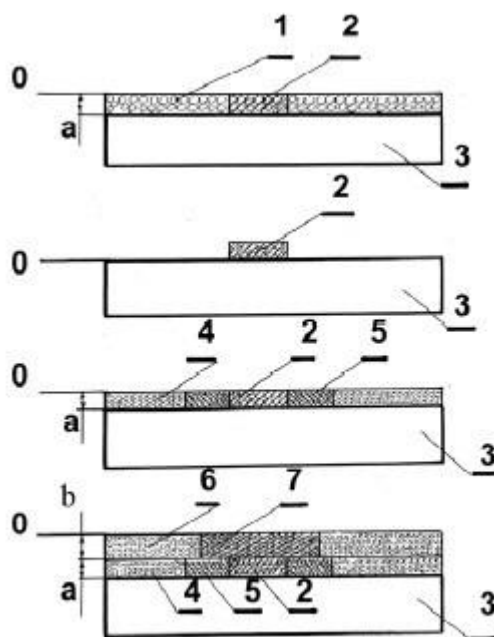
3.3.4 Trhliny

Trhliny vznikají uvnitř materiálu při tuhnutí v průběhu výroby SLM. Při tuhnutí se začne roztavený kov smršťovat a tím dochází k vzniku povrchového napětí, které iniciuje vznik trhliny. Trhliny v materiálu významně snižují výsledné mechanické vlastnosti. Jako příklad lze uvést hliníkové slitiny, které jsou náchylné na vznik trhlin. Tento jev je způsoben širokým rozsahem teplot tuhnutí a vysokým koeficientem tepelné roztažnosti, tedy větší kontrakcí materiálu při tuhnutí. Trhliny lze eliminovat snížením rychlosti tuhnutí roztavené lázně nebo využitím pulsního režimu laseru. [16]

4 Multi-materiály (MM)

Původně se aditivní technologie využívaly pro tisk součástí tvořené jediným materiálem. V současné době je však snaha vytvořit komponenty kombinací různých materiálů. Jedná se především o spojení polymer-kompozit, kov-keramika a kov-kov. S rozvojem multi-materiálových struktur se zvyšuje úsilí uzpůsobit stávající zařízení pro 3D tisk. Například stereolitografické zařízení bylo upraveno pro výrobu MM použitím více nádob s UV vytvrditelnými polymery. Další studie se věnovaly přizpůsobení zařízení pro SLS/SLM, které jsou též vhodné pro zabudování více práškových materiálů. [6, 25]

Jedna z možných variant výroby MM pomocí zařízení SLM vyžaduje výběr prášků s rozdílnou velikostí částic. Zároveň se předpokládá, že tloušťky vrstev budou násobkem průměru částic. Na obr. 16 je zobrazen princip této metody, přičemž na stavěcí desku 3 je nanесena vrstva 1 o tloušťce a . Po spečení oblasti 2 vyjede píst směrem vzhůru a přebytečný prášek je odstraněn. Poté se píst vrátí do předešlé polohy a je nanесena vrstva prášku 4 tvořená dalším materiálem s jiným průměrem částic. Selektivní laserové tavení je provedeno v oblasti 5 a následně je stavěcí deska snížena o vrstvu velikosti tloušťky b , na kterou je nanесena vrstva 6. Poté dochází ke spečení oblasti 7. Tento cyklus je opakován, dokud není vyrobena celá součást. Po skončení procesu je přebytečný prášek odstraněn z pracovní komory a separován na základě rozdílného průměru částic pomocí síta na dané materiály. [6]



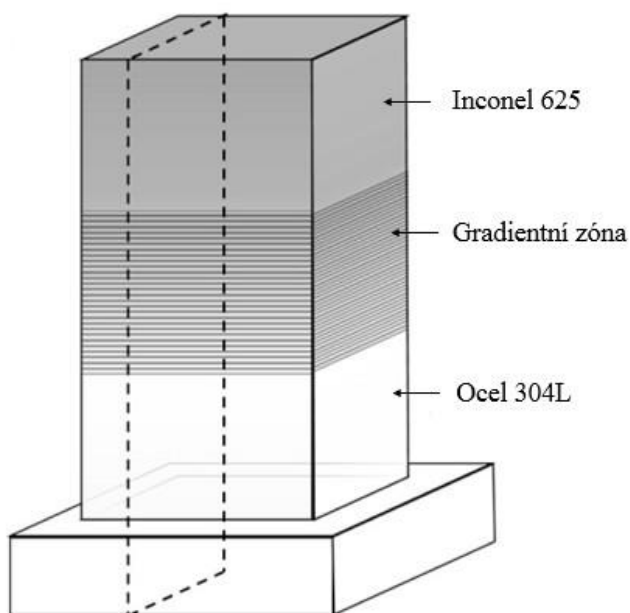
Obr. 16: Schéma procesu SLS/SLM multi-materiálových struktur [6]

Jednou z významných předností multi-materiálové aditivní technologie (MM-AM) je vytváření oblastí o specifických vlastnostech. To může být uskutečněno pomocí principu výroby kladení jednotlivých vrstev na sebe, čímž je možné dosáhnout určitých materiálových vlastností (tepelné vodivosti, magnetických vlastností nebo třeba zvýšení tvrdosti) ve funkčních částech výrobku. Dále je možné měnit vlastnosti kovů přidáním různých fází (v podobě sekundárních fází) do nových nebo již existujících struktur. Pokud je zajištěno přesné množství těchto fází, lze dodatečně manipulovat s vlastnostmi kovu. Co se týká vzniklých spojů

při MM-AM, ty mohou znamenat lepší spojení mezi odlišnými kovy ve srovnání s konvenčními postupy, protože zde nejsou žádné svarové švy („weld seams“) způsobující koncentrace napětí. [25]

MM-AM je založena na kombinaci více materiálů pro zlepšení vlastností součástí. Nicméně samotný proces výroby má určitá omezení vůči reálným aplikacím. Jedná se především o nedostatečnou rozměrovou přesnost, nutnost použití dokončovacích procesů a nemožnost kombinovat veškeré materiály. Při spojování odlišných materiálů je třeba dbát na vytvoření silné a pevné vazby. Dále se musí brát na vědomí rozdílnost tepelné roztažnosti/kontrakce a nesoulad v rychlostech chlazení během výroby. [25]

Při spojení dvou materiálů je pravděpodobnost selhání nejvyšší na jejich rozhraní z důvodu rozdílných vlastností. Jedním z možných řešení je vytvoření funkčně gradientních materiálů (FGM). Předpokládá se, že snížením gradientu by se potlačila i pravděpodobnost selhání součásti. Způsob snížení gradientu spočívá v použití kompozitní vrstvy jako „vazebné“ vrstvy mezi dvěma materiály. Základní principem je plynulý přechod z materiálu A do oblasti složené například z 50 % A a 50 % B. Následně tato směs přechází na materiál B. Na obr. 17 je schématické znázornění FGM. V jedné z možných kombinací materiálů bylo FEM analýzou zjištěno, že gradientní oblast korozivzdorná ocel 304L/Inconel 625 v dříku automobilového ventilu má při provozní teplotě přibližně desetkrát nižší úroveň napětí ve srovnání s třecím svarovým spojem ze stejných materiálů. Dalším příkladem je přechod materiálu Inconel 718 na slitinu mědi GRCop-84 za účelem zvýšení tepelné difuzivity (součinitele teplotní vodivosti) v leteckých aplikacích. Průměrná hodnota součinitele teplotní vodivosti tohoto MM byla naměřena 11,33 mm²/s při teplotách v rozmezí od 50 °C do 300 °C a u čistého Inconelu 718 byla naměřena průměrná hodnota 3,20 mm²/s. Při srovnání MM a čistého Inconelu 718 vzrostl součinitel teplotní vodivosti přibližně o 250 %. [25]



Obr. 17: Schéma vzorku funkčně gradientního materiálu [25]

4.1 Přehled vybraných multi-materiálových kombinací

V následující rešeršní části je demonstrována proveditelnost výroby MM především procesem SLM. Jak již bylo zmíněno za nejslabší článek MM se považuje rozhraní, proto je tato část zaměřena především na mikrostrukturu rozhraní a na jeho mechanické vlastnosti.

4.1.1 Kombinace slitiny mědi C18400 a korozivzdorné oceli 316L

Jak plyne z názvu kapitoly, použitými materiály byly korozivzdorná ocel 316L a slitina mědi C18400 (Cu-Cr-Zn). Tento materiálový systém byl zkoumán, protože vysoká pevnost a korozní odolnost oceli 316L v kombinaci s vysokou vodivostí mědi je ideální pro mnohé aplikace. Bimetalické díly z mědi a oceli nacházejí uplatnění například ve fúzních reaktorech, konformních chladicích kanálech, ale také v automobilovém, železničním a leteckém průmyslu. [26]

Multi-materiál tvořený ocelí 316L a slitinou C18400 byl vyroben v zařízení SLM, které je vybaveno laserem o výkonu až 400 W. Použité procesní parametry při výrobě jednotlivých materiálů jsou uvedeny v tab. 1. [26]

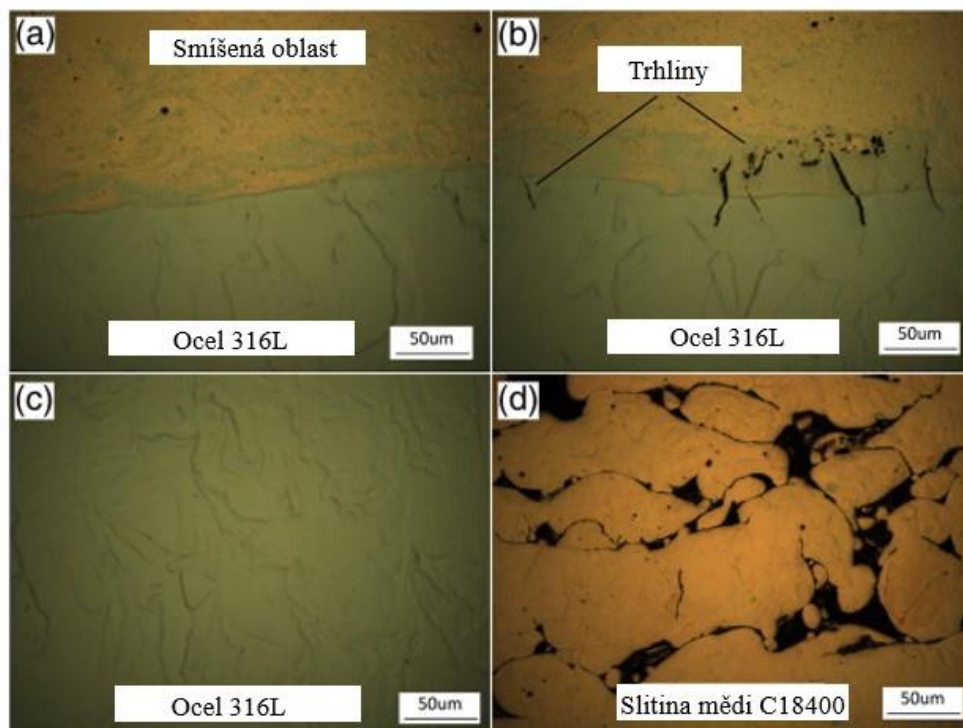
Tab. 1: Procesní parametry výroby oceli 316L a slitiny mědi C18400 [26]

	316L	C18400
Výkon laseru [W]	125	300
Rychlost skenování laserem [mm/s]	150	400
Tloušťka vrstvy [μm]	50	50
Rozteč skenování [mm]	0,15	0,15

Mikrostruktura MM vzorku v neleptaném stavu je uvedena na obr. 18, kde je vidět plynulé rozhraní mezi vrstvami oceli 316L a slitinou C18400 (obr. 18a). Na rozhraní je vidět smíšená oblast vzniklá difúzí atomů obou materiálů. Velikost smíšené oblasti byla přibližně 750 μm . Dále byly pozorovány trhliny v blízkosti rozhraní na straně oceli 316L (obr. 18b). Tyto trhliny byly pravděpodobně způsobeny rozdílnou teplotní roztažností slitiny mědi a oceli během výroby procesu SLM. Tendence tvorby mikrotrhlin závisí na množství mědi v roztavené lázni. Pokud je v roztavené lázni menší množství mědi, vytváří se zředěný roztok se železem, což neovlivňuje významně napětí ve fúzní zóně, tudíž tendence k tvorbě trhlin klesá. V této studii však byla slitina mědi v průběhu procesu SLM nanášena přímo na povrch oceli 316L. Z tohoto důvodu bylo možno předpokládat vyšší obsah mědi v blízkém okolí rozhraní, čímž je možné vysvětlit tvorbu mikrotrhlin v části ocelového vzorku (obr. 18b). Dalším důvodem vzniku trhlin mohlo být skutečnost, že měď difunduje na hranice austenitických zrn a vytváří tlak, který způsobuje vznik trhlin podél hranic zrn oceli 316L. Tyto mikrotrhliny mohou ovlivnit tažnost a únavové vlastnosti takto vyrobené součásti. [26]

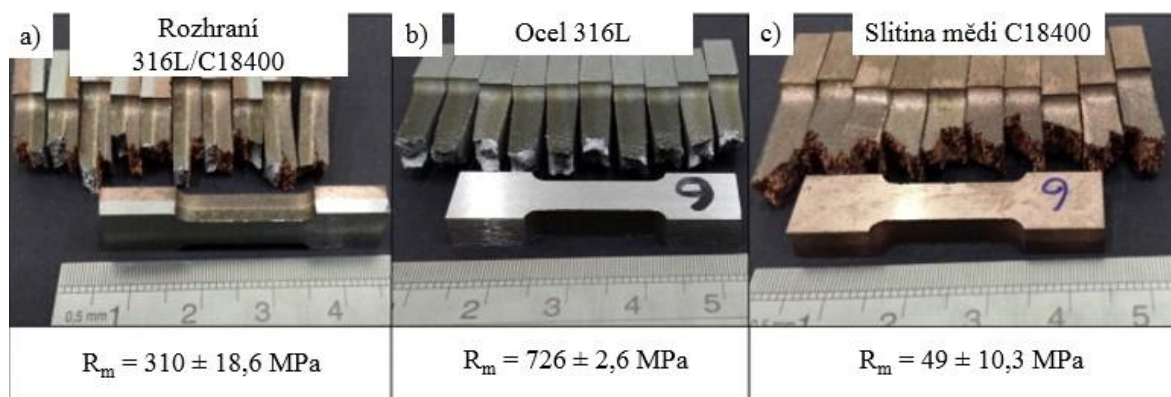
Zbylý objem oceli (mimo rozhraní) nevykazoval porozitu ani jiné defekty (obr. 18c). Významné množství pórů však bylo pozorováno v oblasti C18400, viz obr. 18d. Rozdílná mikrostruktura může být způsobena odlišnými fyzikálními vlastnostmi těchto dvou materiálů. Materiál 316L je schopný absorbovat více energie laseru ve srovnání s mědí. Z tohoto důvodu dochází k úplnému natavení oceli, zatímco měď absorbuje méně energie kvůli své vysoké odrazivosti a tepelné vodivosti. Výsledkem je nedostatečné natavení mědi, které se projevuje porézní mikrostrukturou. Vyšší relativní hustota mědi může být získána snížením tloušťky

vrstvy na 30 μm , zvýšením teploty předehřevu, snížením rychlosti skenování, zvýšením výkonu laseru a zmenšení velikosti rozteče skenování. Tyhle úpravy SLM procesu vedou ke zvýšení vnesené energie, která může nahradit ztráty vzniklé vlivem odrazivosti a tepelné vodivosti mědi. [26]



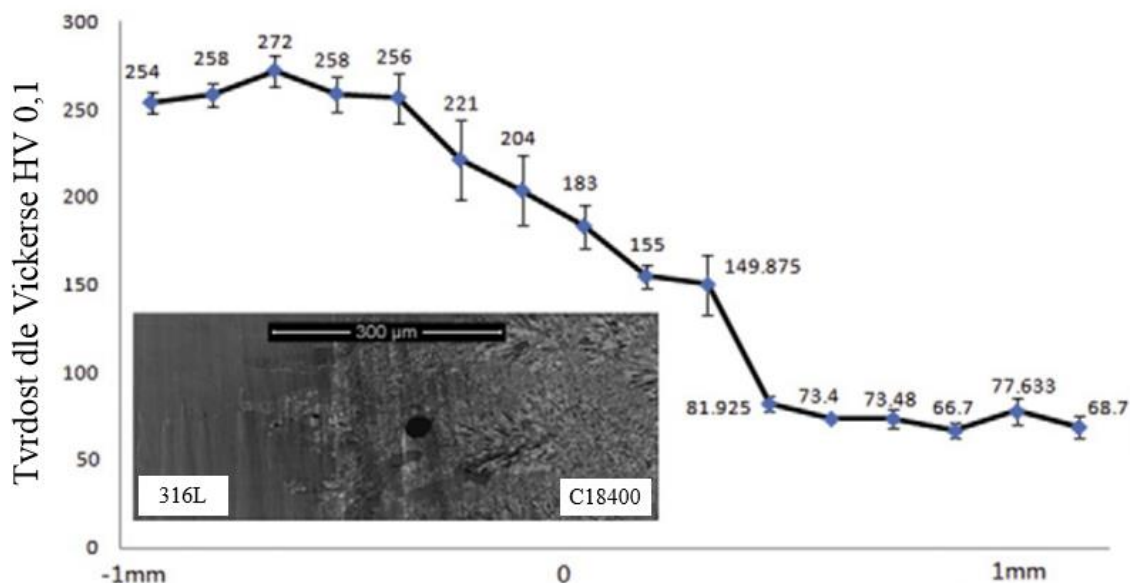
Obr. 18: Mikrostruktura neleptaného vzorku 316L/C18400 a) rozhraní b) trhliny na straně oceli c) mikrostruktura oceli 316L mimo rozhraní d) mikrostruktura C18400 mimo rozhraní [26]

Pro posouzení mechanických vlastností byla provedena tahová zkouška za pokojové teploty. Vzorky po provedené tahové zkoušce jsou uvedeny na obr. 19. Zjištěná pevnost v tahu R_m materiálu s rozhraním ocel 316L/C18400 byla $310 \pm 18 \text{ MPa}$, zatímco u vzorků bez rozhraní byla $726 \pm 2 \text{ MPa}$ u oceli a $49 \pm 10 \text{ MPa}$ u měděné slitiny. Analýzou lomových ploch materiálu s rozhraním bylo zjištěno, že ke vzniku poškození docházelo převážně na straně měděné slitiny, přičemž rozhraní nebylo nejslabším článkem. Lze předpokládat, že nízké pevnostní charakteristiky měděné slitiny připravené procesem SLM značně ovlivnila přítomnost množství pórů. [26]



Obr. 19: Vzorky po provedené tahové zkoušce [26]

Dále byl měřen průběh mikrotvrdomosti dle Vickerse se zatížením 100 g po dobu 15 s. Mikrotvrdomost byla měřena ve směru z oblasti oceli 316L (1 mm od rozhraní) do oblasti C18400 (1 mm od rozhraní). V oblasti oceli 316L byla naměřena maximální hodnota mikrotvrdomosti 272 HV 0,1 a v oblasti C18400 byla naměřena minimální mikrotvrdomost 66,7 HV 0,1 - průběh mikrotvrdomosti přes rozhraní je uveden na obr. 20. Z naměřených hodnot mikrotvrdomosti je zřejmé, že se vytvořilo pevné rozhraní, protože nedochází k náhlým změnám tvrdosti u rozhraní, ale dochází k postupnému poklesu ve směru z oblasti oceli 316L do oblasti C18400. [26]



Obr. 20: Průběh mikrotvrdomosti dle Vickerse pře rozhraní [26]

4.1.2 Kombinace slitiny C18400 a slitiny hliníku AlSi10Mg

Důvodem vytvoření MM z hliníkové slitiny AlSi10Mg a slitiny mědi C18400 je využití nízké hmotnosti a nižší pořizovací ceny hliníku v kombinaci s vysokou tepelnou vodivostí mědi. Kompozity hliníku a mědi se používají pro pancéřové kabely. Spojení mědi a hliníku se často vyžaduje v elektrických komponentách a solárních konektorech. Pro výrobu MM bylo použito zařízení SLM 250 HL, optimalizované procesní parametry výroby jednotlivých materiálů jsou uvedeny v tabulce 2. [27]

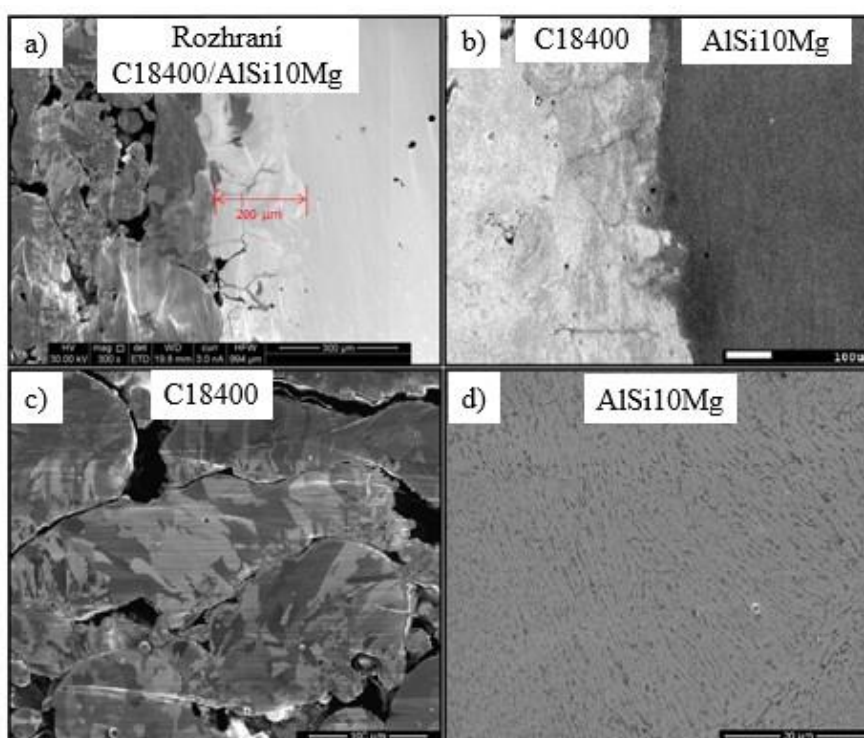
Tab. 2: Procesní parametry výroby C18400 a AlSi10Mg [27]

	C18400	AlSi10Mg
Výkon laseru [W]	300	350
Rychlost skenování laserem [mm/s]	400	1140
Tloušťka vrstvy [µm]	50	50
Rozteč skenování [mm]	0,15	0,17

Na obr. 21 je uvedena výsledná mikrostruktura rozhraní. Smíšená oblast vznikla difúzí prvků přes rozhraní a její velikost byla odhadnuta na 200 µm (obr. 21a). To svědčí o dobrém metalurgickém spojení mezi AlSi10Mg a C18400, protože došlo k difúzi prvků napříč čtyřmi vrstvami (pozn. tloušťka nanášené vrstvy byla 50 µm). V případě nanášení slitiny mědi

na slitinu hliníku dochází k přetavení vrchní vrstvy slitiny hliníku, proto bude v první vrstvě C18400 nejvyšší podíl hliníku. Tento jev se opakuje i v následně nanášených vrstvách C18400, dokud hloubka průniku laseru není menší než tloušťka vrstvy postupně nanášené C18400. Po dosažení této kritické tloušťky vrstvy je procento přetaveného hliníku nulové a dochází pouze k tavení a tuhnutí nanášeného prášku C18400. [26, 27]

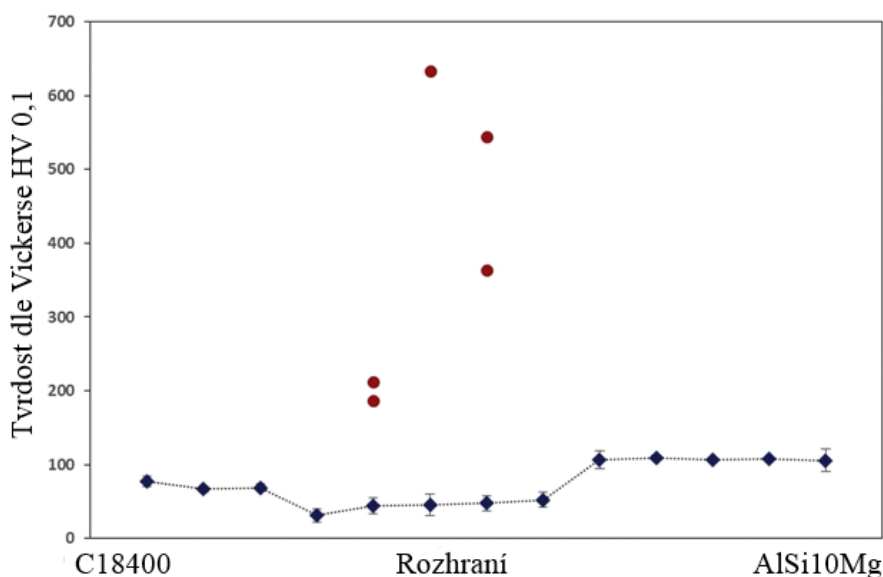
Podél rozhraní (v některých jeho oblastech) byly nalezeny trhliny, jak je uvedeno na obr. 21a a obr. 21b. Laser interaguje jinak s Cu slitinou a jinak s Al slitinou. To je způsobeno rozdílnými koeficienty teplotní roztažnosti materiálů, což rezultovalo ve vznik trhlín. Oblast AlSi10Mg je téměř bez pórů i jiných defektů (obr. 21d), zatímco na straně C18400 byla pozorována značná poréznost materiálu (obr. 21c), která mohla být způsobena nedostatečným tavením v důsledku vysoké odrazivosti a tepelné vodivosti tohoto materiálu. RTG fázovou analýzou byla zjištěna přítomnost intermetalické fáze Al_2Cu , která může vést ke zkřehnutí dané oblasti a vzniku trhlín na rozhraní. [27]



Obr. 21: Mikrostruktura rozhraní C18400/AlSi10Mg a) FIB b) SEM, mikrostruktura slitiny C18400 c) FIB, mikrostruktura slitiny d) SEM [27]

Pro zjištění mechanických vlastností byla provedena tahová zkouška. Pevnost v tahu vzorků s rozhraním C18400/AlSi10Mg byla 176 ± 31 MPa, vzorků ze slitiny AlSi10Mg 377 ± 50 MPa a vzorků ze slitiny C18400 49 ± 11 MPa. K přednostnímu porušování, s ohledem na zjištěné hodnoty pevnosti, docházelo u vzorků s rozhraním převážně v oblasti C18400. [27]

V oblasti C18400 byla naměřena hodnota mikrotvrdosti $71,74 \pm 7,5$ HV 0,1 a v oblasti AlSi10Mg byla naměřena hodnota mikrotvrdosti $119,06 \pm 9,12$ HV 0,1 (obr. 22). Hodnoty mikrotvrdosti naměřené na rozhraní vykazovaly odchylky, které byly způsobeny tvorbou tvrdé intermetalické fáze Al_2Cu . Tato fáze může dosahovat tvrdosti 400 až 600 HV 0,1. [27]



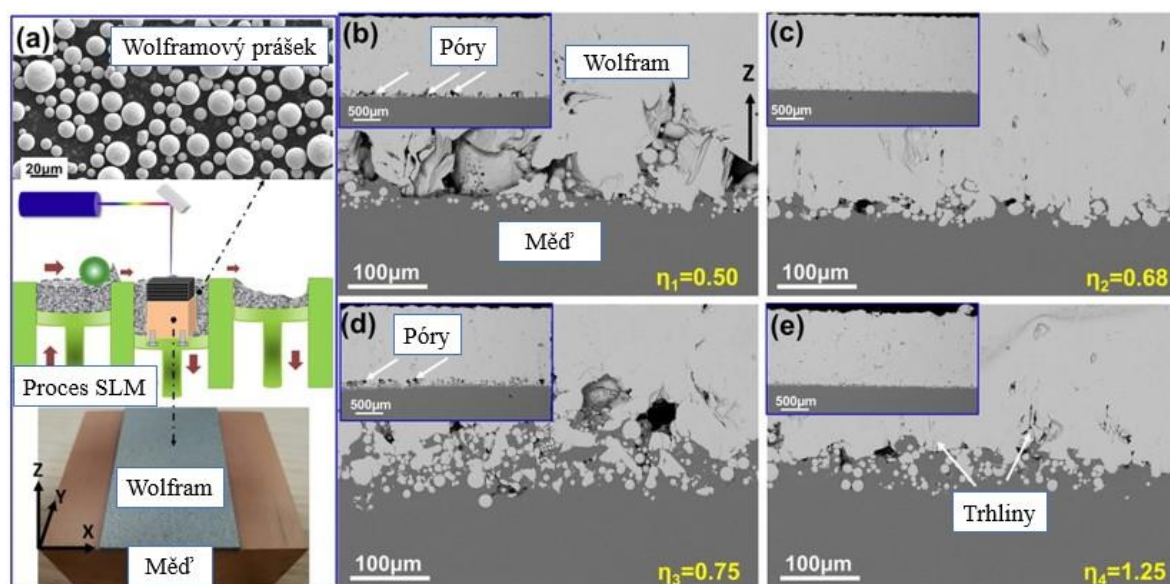
Obr. 22: Průběh mikrotvrdosti přes rozhraní [27]

4.1.3 Systém Cu-W

Plazmové komponenty („Plasma facing components“ PFC), které jsou nepostradatelné pro fúzní reaktory jako je ITER a DEMO se skládají z materiálů odolných vůči působení plasmatu („Plasma facing materials“ PFM) a materiálů odvádějících teplo. Funkčně-gradientní materiál systému W-Cu je typickým a široce používaným pro PFC. Wolfram je vhodným PFM vzhledem k jeho vysoké teplotě tání a nízké rychlosti eroze při interakci s plasmatem. Měď je ideálním materiálem pro tepelné jímky díky své vysoké tepelné vodivosti. Nicméně velké rozdíly v teplotě tání a vzájemná nerozpustnost wolframu a mědi vede k obtížím při výrobě konvenčními metodami slinování. SLM výroba je schopna tavit wolframový prášek použitím laseru s vysokou hustotou energie. Nedávný výzkum ukázal, že metodou SLM lze vyrobit čistý wolfram s vysokou pevností a s relativní hustotou 98,5 %. Kromě toho vysoká výrobní flexibilita SLM vycházející z postupného nanášení vrstev, poskytuje jedinečné výhody výroby komplexně tvarovaných FGM wolframu a mědi. Procesem SLM by navíc při výrobě FGM mohlo být dosaženo nižšího mezipovrchového zbytkového napětí a vyšší pevnosti než při výrobě laserovým nebo obloukovým svařováním. Při SLM výrobě čistého wolframu však vznikají nehomogenity v podobě tvorby kulových částic a trhlin v důsledku nedostatečné fúze. Vysoká tepelná vodivost a nízká absorpce laserové energie mědi rychle snižuje teplotu taveniny, což způsobuje obtížné nanášení wolframu na měď při procesu SLM. Navíc rozdílné koeficienty teplotní roztažnosti a rozdílná rychlost ochlazování mohou způsobit velké deformace a zbytková napětí na rozhraní, což dále zhoršuje tvorbu mezifázového rozhraní. [28]

Tvorba FGM systému W-Cu [28] byla testována pomocí hybridní aditivní výroby (HAM), kdy tato technologie je spojením aditivní výroby s obráběcími procesy v jednom systému. Princip výroby spočíval v nanášení jednotlivých vrstev wolframu pomocí SLM na substrát z mědi, viz obr. 23a. Nanášení čistého wolframu bylo prováděno s různými procesními parametry: lineární energie η při výrobě (η = výkon laseru / rychlost skenování), přičemž $\eta_1 = 0,50$ J/mm, $\eta_2 = 0,68$ J/mm, $\eta_3 = 0,75$ J/mm a $\eta_4 = 1,25$ J/mm. Tloušťka jednotlivých vrstev wolframu byla zvolena 20 μm . Na obr. 23b až obr. 23e je zobrazena mikrostruktura rozhraní vytvořených různou lineární energií, kdy lze pozorovat jeho rozdílnou

kvalitu. U vzorku vyrobeného s lineární energií η_1 (obr. 23b) lze vidět nepravidelně tvarované póry s neroztavenými částicemi uvnitř. To jsou typické znaky nedostatečné fúze („lack of fusion porosity“) v důsledku nedostatečného přívodu energie, což by mohlo být způsobeno nízkou absorpcí laserové energie a rychlým odvodem tepla Cu materiálu. Naproti tomu pórovitost přítomná na rozhraních uvedených na obr. 23c až obr. 23e byla v důsledku zvýšené lineární energie η nižší. Rozhraní vytvářena s energií η_2 a η_3 (obr. 23c a obr. 23d), byť vykazují nižší pórovitost, obsahují trhliny. Trhliny mohly vzniknout ze dvou důvodů. Jedním je vznik zbytkových napětí (mechanismus strmého teplotního gradientu) akumulovaných z procesů SLM. Dalším příčinou mohly být výrazné rozdíly v koeficientu tepelné roztažnosti mezi Cu a W, což vedlo ke vzniku trhlin při tuhnutí. [28]



Obr. 23: a) Schéma výroby FGM W-Cu procesem SLM b) až e) mezifázové rozhraní vzorků zpracované různými energiemi η pozorované SEM [28]

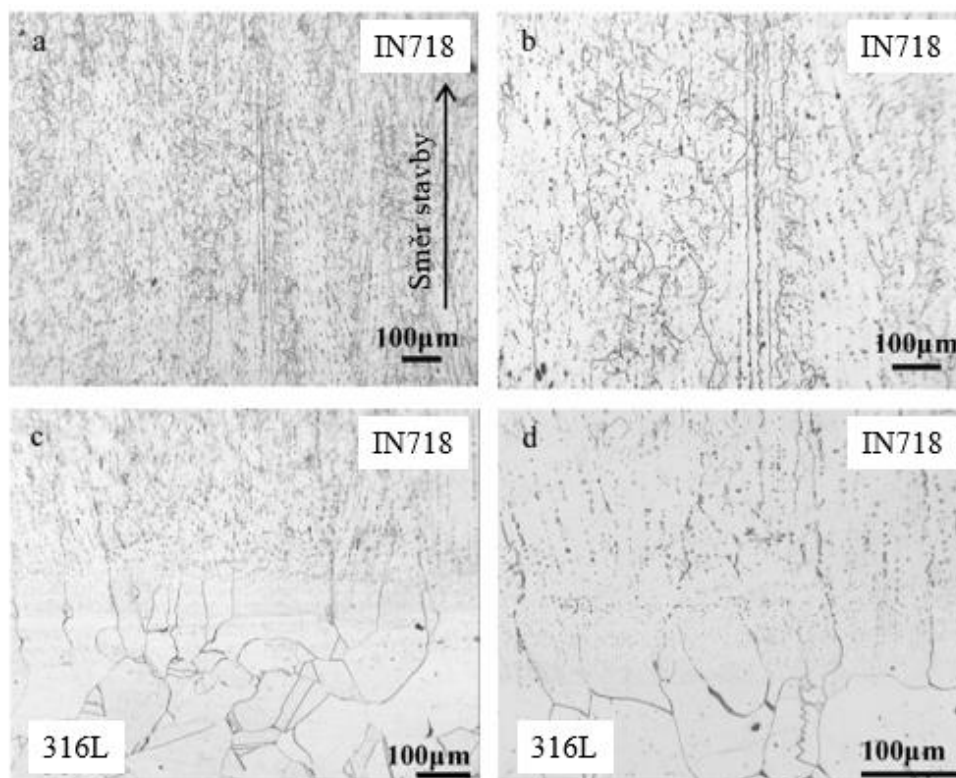
4.1.4 Korozivzdorná ocel 316L a Inconel 718

Inconel 718 (IN718) je precipitačně vytvrditelná niklová slitina používaná v plynových turbínách, nukleárních reaktorech a na konstrukční součásti kosmických lodí. Tato slitina je široce využívána pro její vysokou pevnost za zvýšených teplot, odolnosti vůči korozi i oxidaci a odolnosti vůči creepu i únavě. Korozivzdorná ocel 316L je slitina používaná pro výrobu nukleárních reaktorů kvůli pomalé rychlosti koroze. Tyto dva materiály, resp. jejich kombinace je zajímavá s ohledem na jejich použití pro tlakové trubky v jaderných reaktorech. V [29] byla testována kombinace IN718 a ocel 316L pomocí technologie elektronového paprsku (EBM). Testování bylo prováděno dvěma cestami, kdy jednou byla substrátem ocel 316L, na niž se nanášel IN718 a v druhém případě byla situace opačná.

a) Nanášení IN718 na substrát 316L

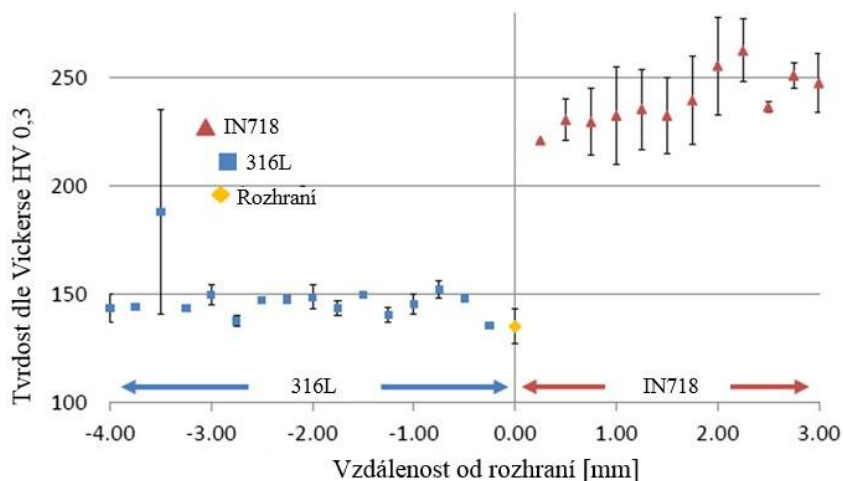
Nejprve byl SLM technologií vyroben substrát z 316L a následně byla nanášena vrstva IN718. Z důvodu náchylnosti ke vzniku trhlin za tepla v tepelně ovlivněné zóně (HAZ) byl prášek IN718 předehříván na teplotu 920 °C. Na obr. 24 je uvedena mikrostruktura vyráběného materiálu. IN718 vykazuje strukturu kolumnárních zrn (obr. 24b), přičemž uvnitř zrn i na jejich

hranicích byly pozorovány precipitáty γ'' (Ni_3Nb). Mezi oběma materiály vznikl plynulý přechod přes rozhraní, který neobsahoval defekty typu pórů a trhlin, viz obr. 24c a obr. 24d. V těsné blízkosti rozhraní (na straně IN718) byla pozorována oblast s globulárními precipitáty o velikosti $\sim 50\text{--}75\text{ }\mu\text{m}$, obr. 24d. [29]



Obr. 24: Mikrostruktura IN718 a 316L vyráběného EBM a) struktura kolumnárních zrn b) kolumnárních zrn – detail, c) a d) rozhraní 316L/ IN718 [29]

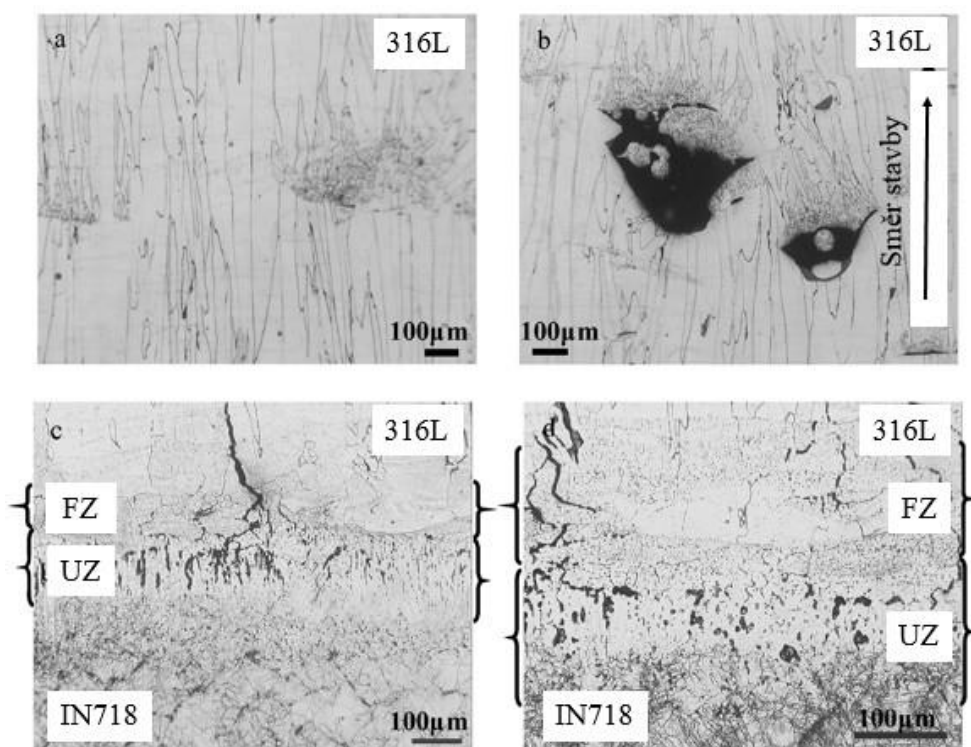
Na vytvořeném materiálu byla měřena tvrdost s nízkým zatížením dle Vickerse HV 0,3, průběh tvrdosti je uveden obr. 25. Průměrná hodnota tvrdosti naměřená u vrstvy IN718 byla $24 \pm 12\text{ HV }0,3$ a u substrátu z 316L byla $148 \pm 11\text{ HV }0,3$. Nejnížší tvrdost $\sim 135 \pm 8\text{ HV }0,3$ byla naměřena mezi rozhraním a fúzní oblastí, lze také pozorovat skokovou změnu tvrdosti směrem od rozhraní směrem do vrstvy IN 718. [29]



Obr. 25: Průběh tvrdosti přes rozhraní 316L/IN 718 [29]

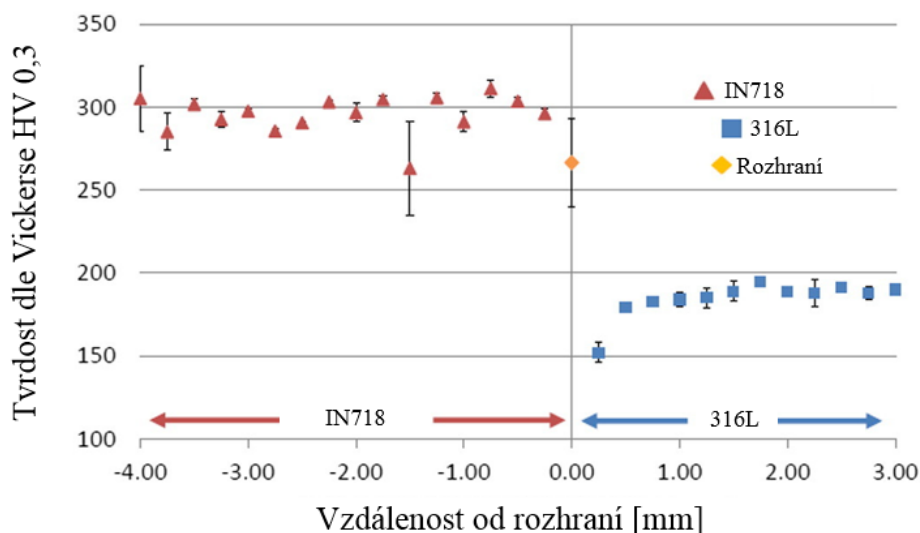
b) Nanášení 316L na substrát IN718

Jak bylo uvedeno výše, v této etapě byla nanášena ocel 316L na substrát IN718. Struktura 316L aditivně vyrobená technologií EBM vykazovala kolumnární strukturu zrna, viz obr. 26a. Ve fúzní zóně byly pozorovány výrobní vady vzniklé v důsledku nedostatečného natavení prášku a neroztavených/nekonsolidovaných vrstev, jak je vidět na obr. 26b. Mikrostruktura rozhraní 316L (vrstva)/IN718 (substrát) se velmi odlišuje od rozhraní IN718 (vrstva)/316L (substrát), viz obr. 26c a obr. 26d vs. obr. 24c a obr. 24d. Velikost fúzní zóny (FZ) byla odhadována na $140 \pm 12 \mu\text{m}$. Vznik trhlin na hranicích zrn je patrný v horní oblasti neroztavené zóny (UZ), fúzní zóny a nanášeného materiálu. Trhliny se však nerozšířily do HAZ ani na substrát. Průměrná délka trhlin byla $148 \pm 56 \mu\text{m}$ a nejdelší naměřená trhlinka dosahovala $\sim 364 \mu\text{m}$. FZ neměla kolumnární povahu jako IN718/316L (obr. 24c), ale měla protažená zrna kolmá na směr stavby s dobře definovanou výškou přes celé rozhraní, viz obr. 26d. Zrna měla průměrnou velikost $\sim 57\text{--}72 \mu\text{m}$ od konce UZ do materiálu 316L. UZ měla průměrnou výšku $13 \pm 8 \mu\text{m}$. Trhliny na rozhraní 316L/IN718 mohly být způsobeny vznikem napětí z důvodu odlišných koeficientů teplotní roztažnosti mezi stavěným materiálem a substrátem. [29]



Obr. 26: Mikrostruktura IN 718 a 316L a) kolumnární zrna b) vady v důsledku neroztavených vrstev s uvězněnými částicemi prášku c) a d) rozhraní IN 718/316L [29]

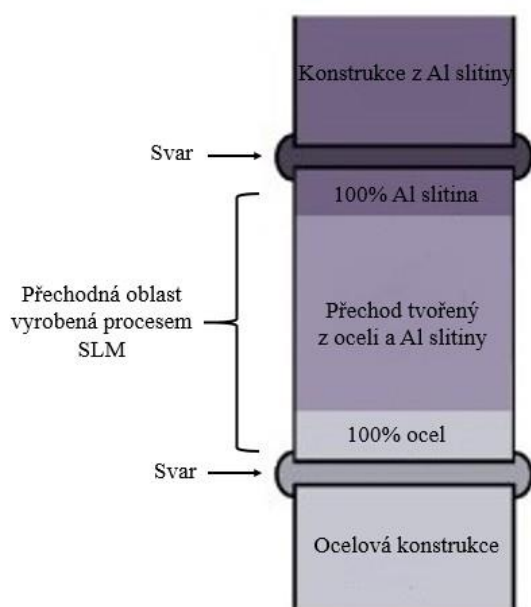
Výsledky měření tvrdosti substrátu, rozhraní a nanášeného materiálu jsou uvedeny na obr. 27. Průměrná tvrdost nanášeného materiálu byla $184 \pm 11 \text{ HV } 0,3$ a substrátu $296 \pm 11 \text{ HV } 0,3$. Těsně pod rozhraním ($<1000 \mu\text{m}$) dochází k poklesu tvrdosti v HAZ. Se zvyšující vzdáleností od rozhraní nevykazoval substrát znatelné výkyvy hodnot tvrdosti. V oblasti nanášené oceli 316L blízko rozhraní došlo k velkému poklesu tvrdosti. Tvrdost určená na rozhraní ($\sim 267 \pm 27 \text{ HV } 0,3$) je vyšší, než v předchozím případě (obr. 25), což by mohlo být vysvětleno různými stupni míchání, které nastaly ve FZ. [29]



Obr. 27: Průběh tvrdosti přes rozhraní IN 718/316L [29]

4.1.5 Kombinace Fe a slitina AlSi12

V automobilovém a námořním průmyslu roste poptávka po použití lehkých slitin hliníku a ocelových konstrukcí. Jelikož spojení materiálů běžným svařováním je obtížné, využívají se technologie třecího svařování, laserového svařování a laserového pájení. Použití SLM může být výhodné pro výrobu přechodových oblastí, které spojují ocelové komponenty s hliníkovými slitinami. Na obr. 28 je uveden koncept použití MM pro výrobu přechodové oblasti spoje dvou materiálů, přičemž kraje součásti (před finálním svařováním) jsou tvořeny stejným nebo obdobným materiálem o dobré svařitelnosti. [30]



Obr. 28: Schéma návrhu MM pro výrobu přechodné oblasti při spojování hliníkové slitiny a oceli [30]

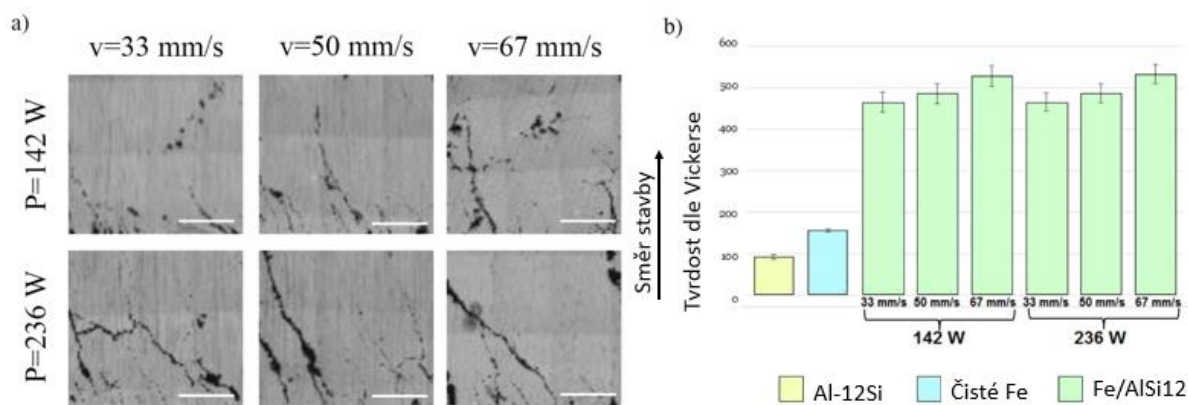
Cílem studie [29] bylo nanesení čistého Fe na podklad z měkké oceli, následné nanesení kompozitních vrstev Fe/AlSi12 (prášek smíchaný v objemovém poměru 55/45) a nakonec nanesení vrstev AlSi12. Procesní parametry výroby jsou uvedeny v tab. 3. [30]

Tab. 3: Procesní parametry výroby Fe a AlSi12 [30]

	Čisté Fe	Fe 55 obj. %	Al-12Si
		Al-12Si 45 obj. %	
Výkon laseru [W]	236	142, 236	236
Rychlost skenování laserem [mm/s]	120	33, 50, 67	40
Tloušťka vrstvy [μm]	50	100	100
Rozteč skenování [mm]	110	110	110

Mikrostruktura vzniklých vrstev Fe/AlSi12 je uvedena na obr. 29a. Za hlavní vady mikrostruktury byly považovány trhliny, jejichž množství se měnilo podle použitého výkonu laseru. Průměrný podíl trhlín vzrostl z $3,3 \% \pm 0,1$ na $5,7 \% \pm 0,2$ při zvýšení výkonu laseru ze 142 W na 236 W, vliv rychlosti skenování nebyl pozorován. Trhliny mohly vzniknout v důsledku nízké kompatibility a mísitelnosti těchto dvou materiálů. [29]

Měřením tvrdosti dle Vickerse (obráz. 29b) bylo zjištěno, že vrstvy Fe/AlSi12 dosahovaly mnohem vyšší hodnot tvrdosti (450–550 HV 0,5) ve srovnání s jednotlivými materiály, čistým Fe (150–160 HV 0,5) a AlSi12 (90–100 HV 0,3) v důsledku tvorby intermetalické fáze FeAl. Jak je vidět na obr. 29, tvrdost vrstvy kompozitu Fe/AlSi12 byla ovlivněna pouze rychlostí skenování. [30]



Obr. 29: a) Mikrostruktura vrstev Fe/Al-12Si jako funkce procesních parametrů b) mikrotvrdość vrstev AlSi12, čistého Fe a vrstev Fe/AlSi12 [30]

5 Rozšířené cíle práce

Diplomová práce se zabývá multi-materiály vyráběnými SLM technologií, kdy experimentální část práce bude zaměřena na kombinaci čistého železa a Cu-slity. V rámci práce budou připraveny multi-materiály s různým typem vrstvení, a to dvouvrstvý materiál s rozdílnou orientací hlavní osy biletu ke stavěcí desce (0° a 90°) a vícevrstvý materiál s orientací hlavní osy biletu 0° ve vztahu k rovině stavěcí desky. Na metalografických výbrusech budou hodnoceny mikrostrukturní charakteristiky se zaměřením na multi-materiálové rozhraní a měřeny lokální mechanické charakteristiky. Mechanické vlastnosti budou zjišťovány zkouškou tahem za pokojové teploty, kdy následnou fraktografickou analýzou bude hodnocena kvalita rozhraní a mechanismus porušování. Získané výsledky budou srovnány s dostupnými literárními údaji.

6 Experimentální část

6.1 Experimentální technika a postup prací

Multimateriálové vzorky byly vyrobeny na zařízení SLM 280^{HL} s maximálním výkonem YLR vláknového laseru 400 W a 3D skenovací optikou. Proces výroby probíhal v ochranné atmosféře dusíku. Stavěcí deska byla vždy předehřáta na teplotu 100 °C, předehřev stavěcí komory nebyl prováděn. Celkově byly vyrobeny tři sady vzorků, z toho dvě sady byly vyrobeny jako materiály s jedním rozhraním, tzv. dvouvrstvé materiály. První sada vzorků (Sada I) byla stavěna s rozhraním rovnoběžným se směrem zatěžování při tahové zkoušce (tj. orientace 0° – vztahováno k rovině stavěcí desky) a druhá sada (Sada II) byla stavěna s rozhraním kolmým na směr zatěžování (tj. orientace 90°). Poslední sada vzorků (Sada III) byla vyrobena postupným střídáním jednotlivých materiálů po vrstvách, tzv. vícevrstvé materiály (orientace stavby 0° – vztahováno k rovině stavěcí desky).

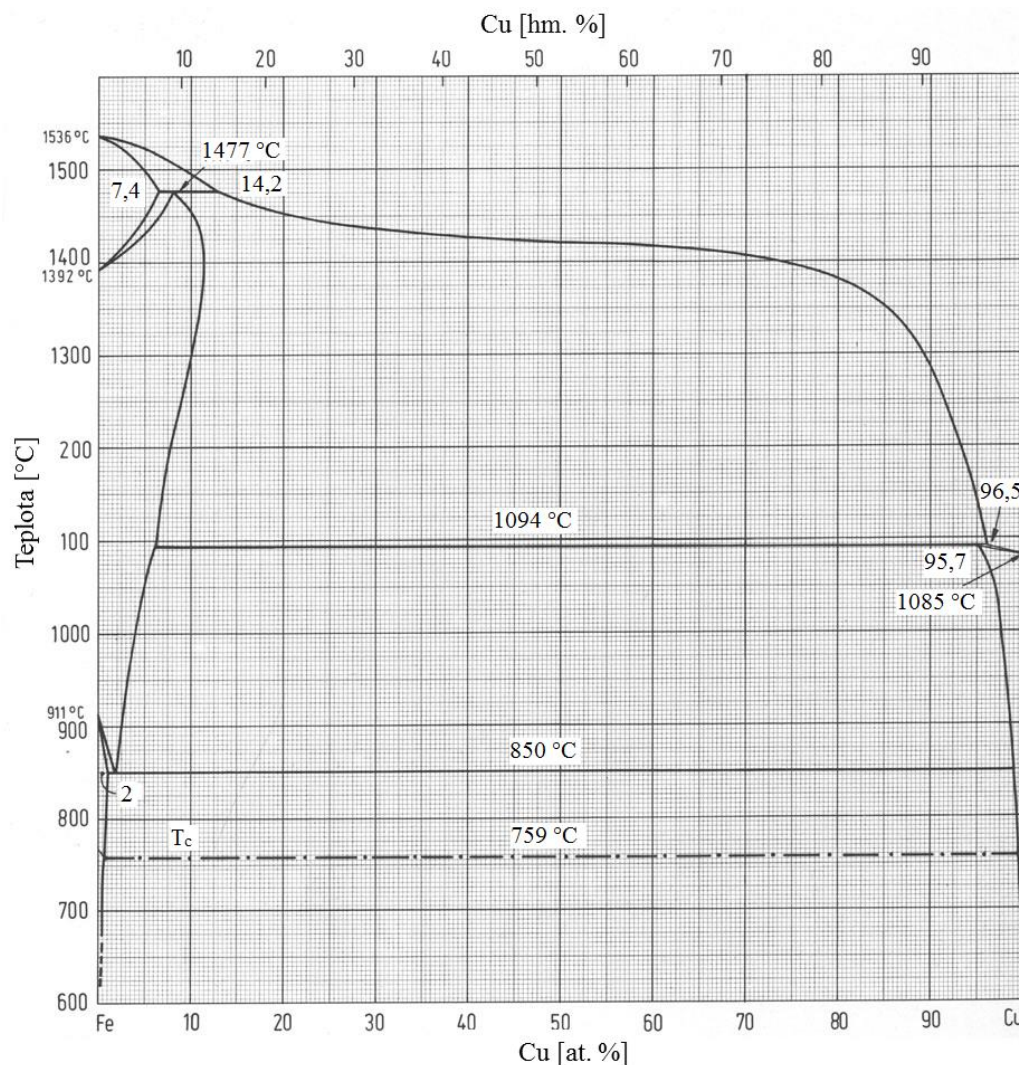
Zkoušky tahem byly prováděny za pokojové teploty, přičemž vzorky dvouvrstvé s rozhraním kolmým na směr zatížení (Sada II) byly realizovány na zařízení Zwick Z250, zatímco vzorky dvouvrstvé s rozhraním rovnoběžným na směr zatěžování (Sada I) a vícevrstvé vzorky (Sada III) byly testovány na zařízení Zwick Z020. Dále byla měřena tvrdost dle Vickerse s nízkým zatížením (HV 0,3) na tvrdoměru LECO LM247AT. Fraktografická analýza byla provedena pomocí skenovacího elektronového mikroskopu Zeiss Ultra-Plus (Sada I a III) a XL-30 Philips (Sada II).

Pro hodnocení mikrostruktury byla provedena metalografická analýza, přičemž vzorky byly zalisovány za tepla pomocí laboratorního lisu LECO PR-4X do lisovací hmoty Clarofast. Dále byly vzorky připravovány konvenčním způsobem, broušením za mokra a leštěním diamantovými pastami (o zrnitosti až 1 μm) s využitím zařízení Pedemin DAP-7 od firmy Struers. Mikrostruktura byla po vyvolání pomocí leptadla vhodného pro leptání Cu slitin (HCl+FeCl₃+C₂H₅OH) pozorována a dokumentována na metalografické mikroskopu Olympus GX51.

6.2 Použitý materiál

V rámci experimentální části práce byly vyrobeny a hodnoceny multi-materiály vytvořené z čistého Fe a slitiny Cu₇Ni₂Si₁Cr. Tato kombinace byla zvolena z důvodu plánovaného využití v reálné aplikaci s výhodou využívající vlastnosti obou materiálů. Pro přiblížení problematiky vzájemné rozpustnosti prvků Fe a Cu je na obr. 30 znázorněn fázový diagram Fe-Cu, který obsahuje dvě peritektické a jednu eutektoidní přeměnu. Z diagramu je patrná nejen rozdílná teplota tavení jednotlivých prvků (T_m železa je 1538 °C, T_m mědi je 1085 °C), ale také nízká vzájemná rozpustnost. Měď se železem vytváří tuhé roztoky α Fe, γ Fe, δ Fe a tuhý roztok na bázi mědi. Z diagramu je patrné, že s klesající teplotou se snižuje mezní rozpustnost Cu v α Fe (levá strana diagramu) stejně tak rozpustnost Fe v Cu (pravá strana diagramu). Při 2 hm. % Cu a teplotě 850 °C dochází k maximální rozpustnosti mědi v α Fe. Tato teplota je zároveň teplotou eutektoidní přeměny při koncentraci 3 hm. % Cu. Nad teplotou 850 °C se nachází fáze γ Fe s mřížkou kubickou plošně středěnou (FCC), která je stabilní až do teploty 1477 °C. Nad teplotou 1477 °C dochází k peritektické přeměně. Peritektický bod se nachází v místě koncentrace 9 hm. % Cu. Druhá peritektická přeměna je znázorněna na pravé straně diagramu, kde tato reakce probíhá mezi teplotami 1094 °C až 1085 °C. Peritektický bod se vyskytuje při teplotě 1094 °C a koncentraci 96,5 hm. % Cu. Pod křivkou peritektické reakce

se nachází tuhý roztok železa a mědi s kubickou prostorově středěnou mřížkou (BCC). Dále je potřeba zmínit, že pod teplotou 600 °C je železo s mědí jen obtížně mísitelné.



Obr. 30: Binární fázový diagram Fe-Cu [31]

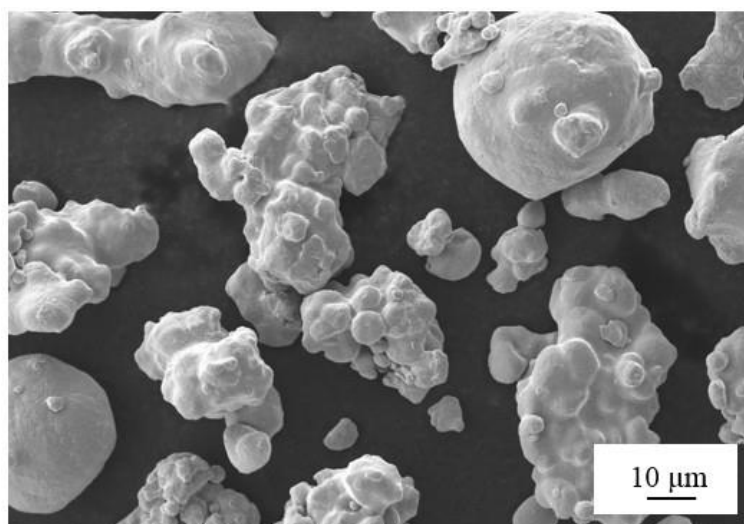
6.2.1 Čisté Fe

Jak již bylo zmíněno, jedním z použitých materiálů v této práci je čisté Fe. Výsledné mechanické vlastnosti Fe se odvíjí od způsobu zpracování. V tab. 4 jsou uvedeny mechanické vlastnosti tvářeného Fe.

Tab. 4: Mechanické a fyzikální vlastnosti tvářeného čistého Fe dle [31, 32]

Čisté Fe	Nominální hodnoty
Mez pevnosti R_m [MPa]	180–200
Mez kluzu R_e [MPa]	120–150
Youngův modul E [GPa]	120–150
Teplota tavení T_m [°C]	1538
Hustota ρ [g/cm ³]	7,87

Použitý prášek Fe byl vyroben atomizací do proudu vody a pro výrobu vzorků byl použit v panenském stavu přímo od výrobce (Rio Tinto, Kanada). Medián velikostí částic byl $26,3\ \mu\text{m}$ a průměrná velikost částic byla $27,3\ \mu\text{m}$, přičemž 10 % částic byla menších než $16,9\ \mu\text{m}$ a 90 % částic byla menších než $38,9\ \mu\text{m}$. Distribuce velikosti částic byla blízká Gaussovu rozdělení a byla tak vhodná pro stavění vrstvy o tloušťce 40 až $60\ \mu\text{m}$. Tvar částic není jednotný, což je typické pro výrobu atomizací do proudu vody. Prášek obsahuje kulaté a nepravidelné částice, viz obr. 31. To může způsobovat problémy během procesu nanášení prášku a poté v homogenitě práškové vrstvy. [32]



Obr. 31: Morfologie částic prášku čistého Fe (SEM)

Na základě dřívější práce [32] byly voleny a testovány procesní parametry pro výrobu vzorků/vrstev z čistého Fe.

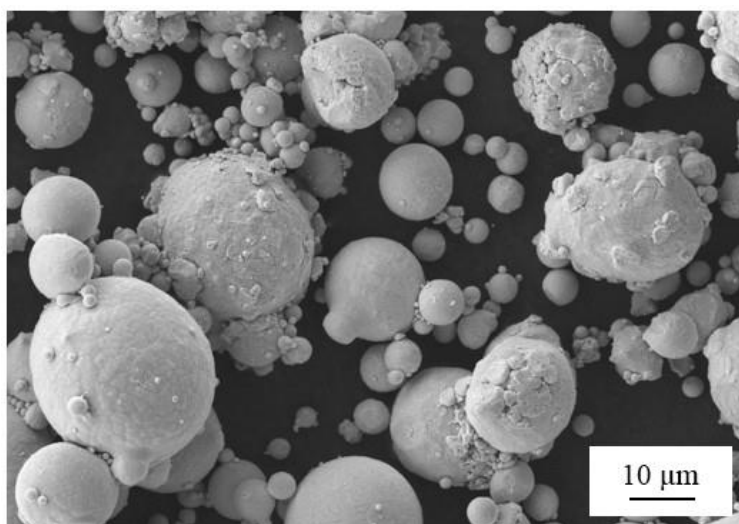
6.2.2 Slitina AMPCOLOY 944 (Cu₇Ni₂Si₁Cr)

Jako referenční materiál byla vybrána slitina mědi AMPCOLOY 944. Tato slitina se používá v aplikacích, kde jsou požadovány dobré elektrické a tepelné vlastnosti spolu s vysokými mechanickými vlastnostmi, např. pro výrobu držáků elektrod, části forem pro vstřikování plastů a chladicí formy pro odlévání mosazi a některých bronzů. Přehled základních mechanických a tepelných vlastností materiálu ve tvářeném stavu je uveden v tab. 5. Slitina AMPCOLOY 944 dosahuje vysoké tepelné vodivosti $156\ \text{W/mK}$ v porovnání s Cu slitinou s obsahem beryllia (2 hm. % Be, $105\text{--}130\ \text{W/mK}$), korozivzdornou ocelí (AISI 420, $36\ \text{W/mK}$), nástrojovou ocelí (P20, $38\ \text{W/mK}$) a nástrojovou ocelí (H13, $24\ \text{W/mK}$). [33]

Tab. 5: Přehled základních vlastností AMPCOLOY 944 ve tvářeném stavu [33]

Mechanické a fyzikální vlastnosti	Nominální hodnota
Mez pevnosti R_m [MPa]	860
Mez kluzu $R_{p0,5}$ [MPa]	725
Tažnost A_5 [%]	5
Tvrdost dle Brinella [HBW 10/3000]	280
Tvrdost dle Rockwella [HRC]	29
Pevnost v tlaku [MPa]	710
Vrubová houževnatost [J]	7
Youngův modul pružnosti E [GPa]	151
Hustota [g/cm^3]	8,69
Koeficient roztažnosti [$1/\text{K}$]	$17,5 \cdot 10^{-6}$
Tepelná vodivost [W/mK]	156
Elektrická vodivost [%I.A.C.S.]*	30
*International Annealed Copper Standard	

Výchozí kovový prášek ($\text{Cu}_{7,2}\text{Ni}_{1,8}\text{Si}_{1,1}\text{Cr}$) pro výrobu vzorků byl dodán firmou Sandvik Osprey Ltd. Průměrná velikost částic prášku byla $24,1 \mu\text{m}$ a medián velikosti práškových částic byl $22,9 \mu\text{m}$. Morfologie částic byla převážně sférická, ale byly pozorovány i částice s nepravidelným tvarem. Na obr. 32 lze vidět i shluky částic tvořené především částicemi o menší velikosti. Distribuce částic je vhodná pro vrstvu o tloušťce 40–50 μm . [7]



Obr. 32: Morfologie částic prášku $\text{Cu}_{7,2}\text{Ni}_{1,8}\text{Si}_{1,1}\text{Cr}$ (SEM)

Obdobně jako u čistého Fe byla před tvorbou multi-materiálů provedena studie [7] pro určení optimálních procesních parametrů slitiny $\text{Cu}_7\text{Ni}_2\text{Si}_1\text{Cr}$. Nejlepších výsledků (nejnižší porozity a minimálního výskytu trhlin) bylo dosaženo při použití výkonu 400 W, rychlosti skenování 1100 mm/s, rozteči skenování 90 μm a tloušťky vrstvy 50 μm . Na základě zjištění v [7] byly následně voleny a testovány procesní parametry pro tuto diplomovou práci.

7 Výsledky

Jak již bylo zmíněno v kapitole 6.1, vzorky byly vyrobeny ve třech stavech, přičemž všechny byly složeny z vrstev čistého Fe a slitiny Cu7Ni2Si1Cr. Proces SLM je ovlivňován kovovým práškem, a proto jsou na něj kladeny morfologické i rozměrové požadavky. Obecně lze říci, že ideální tloušťka vrstvy je polovina mediánu. Důležité je i rozložení částic, které by mělo obsahovat různou velikost částic, aby při nanášení vrstev mohly být prostory mezi velkými částicemi vyplněny částice o menší velikosti. Dalším důležitým faktorem ovlivňujícím výskyt vad jsou vhodně zvolené procesní parametry, které byly pro jednotlivé sady materiálů odlišné. Následující podkapitoly obsahují shrnutí výsledků získaných z mechanických zkoušek, fraktografické a metalografické analýzy.

7.1 Dvouvrstvý materiál (rozhraní || s osou zatěžování) – Sada I

Tento multi-materiál obsahoval jediné rozhraní a byl vyroben z výše popsaných kovových prášků, přičemž nejprve byly nanášeny vrstvy čistého Fe a následně vrstvy Cu7Ni2Si1Cr. Celkově bylo tímto způsobem vyrobeno šest vzorků (biletů) o rozměrech (šířka × výška × délka) 14 × 5 × 65 mm, které byly následně třískově obrobena do tvaru zkušební tělesa vhodného pro tahovou zkoušku. Použité procesní parametry pro výrobu jednotlivých materiálů jsou uvedeny v tab. 6. Celá šestice vzorků byla vyrobena použitím výkonu laseru o velikosti 400 W, tloušťce vrstvy 50 μm a rozteči skenování 90 μm, lišily se pouze rychlosti skenování.

Tab. 6: Procesní parametry výroby SLM bloků

Číslo vzorku	Rychlost skenování [mm/s]	
	Fe	Cu7Ni2Si1Cr
1,2	750	700
3,4	500	1100
5,6	1000	1100

a) Mechanické vlastnosti

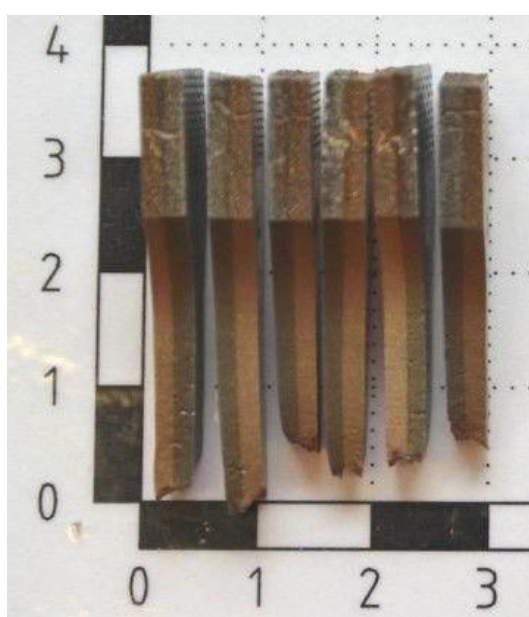
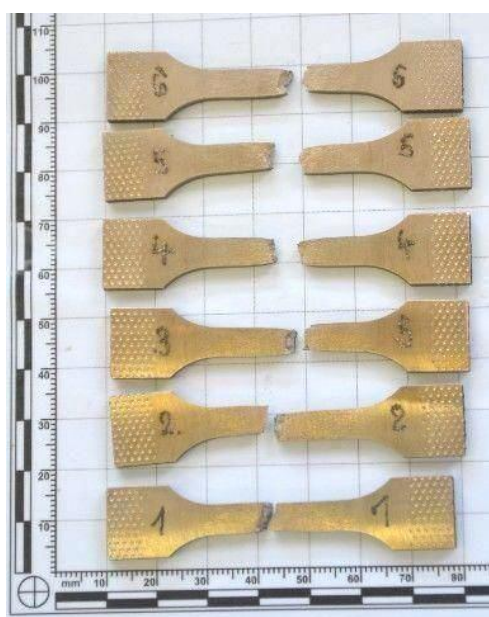
Pro určení mechanických vlastností byla provedena tahová zkouška při pokojové teplotě. Zkušební vzorky byly plochá nepoměrná tělesa o rozměrech měrné části 6 × 3,65 × 25 mm. S ohledem na malý rozměr vzorků, kdy nebylo možné použití snímače prodloužení, byla určována pouze pevnost v tahu. Výsledky získané z tahové zkoušky jsou uvedeny v tab. 7. Vzhled vzorků po provedené tahové zkoušce je uveden na obr. 33, kdy je patrné, že všechny vzorky se porušily v měrné části. Pro určení lokálních mechanických charakteristik byla měřena tvrdost dle Vickerse s nízkým zatížením HV 0,3 na metalografických vzorcích, které byly vyrobeny z hlav zkušebních těles po tahové zkoušce (tj. na příčném řezu). Tvrdost byla měřena na vybraných třech vzorcích, které byly vyráběny s odlišnými procesními parametry. Měření bylo provedeno v oblasti vzdálenější od rozhraní (měření tvrdosti jednotlivých materiálů) a poté v těsné blízkosti rozhraní, a to jak v oblasti čistého Fe, tak v oblasti Cu7Ni2Si1Cr. V každé oblasti byly provedeny tři měření, střední hodnoty vypočtené z těchto měření jsou uvedeny v tab. 8.

Tab. 7: Výsledky tahové zkoušky vyrobených SLM vzorků

Číslo vzorku	1	2	3	4	5	6
R _m [MPa]	506	512	506	507	493	511

Tab. 8: Měření tvrdosti dle Vickerse HV 0,3

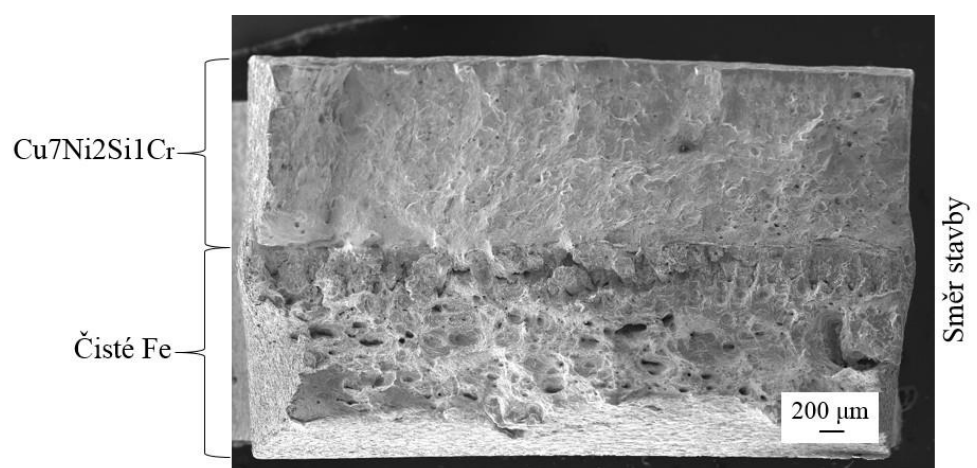
Číslo vzorku	Čisté Fe (HV 0,3)	Rozhraní v oblasti čistého Fe (HV 0,3)		Rozhraní v oblasti Cu ₇ Ni ₂ Si ₁ Cr (HV 0,3)	
Vzorek č. 1	139±4,2	146±2,4		192±4,7	198±2,8
Vzorek č. 3	133±1,4	147±1,4		183±9,3	176±1,4
Vzorek č. 5	133±4,9	139±2,0		189±7,1	176±3,3



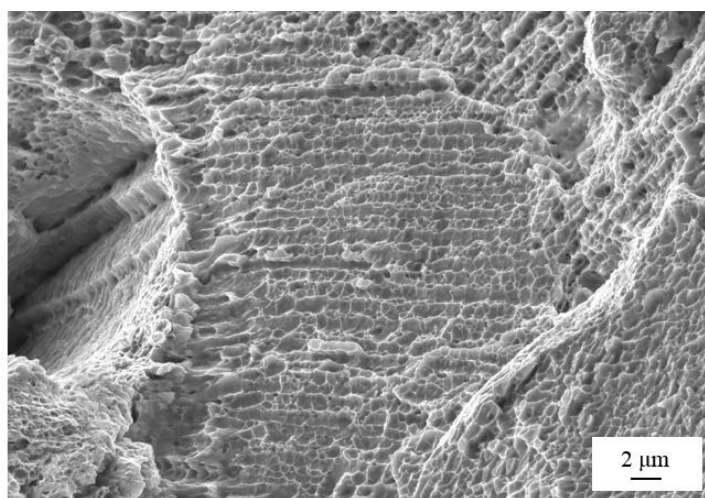
Obr. 33: Přetrhané vzorky po tahové zkoušce

b) Fraktografická analýza

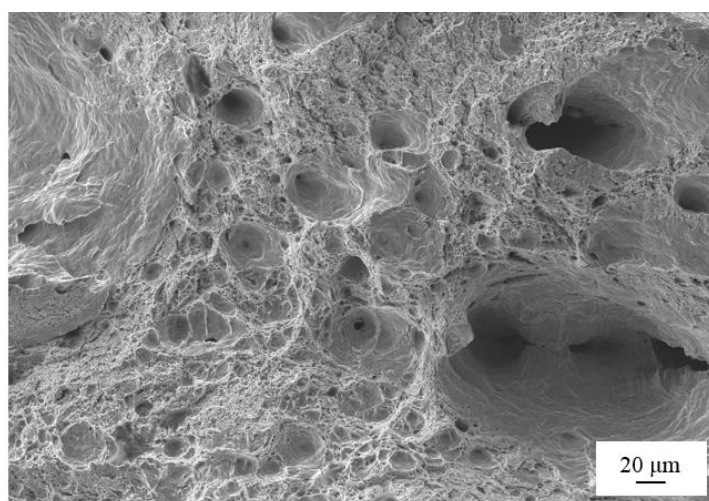
Po zkoušce tahem byla na porušených vzorcích provedena fraktografická analýza, viz obr. 34 až 46. Lomová plocha vzorku č. 1 je zobrazena na obr. 34, detaily lomové plochy jsou uvedeny na obr. 35–38. Mechanismus porušení v oblasti Cu₇Ni₂Si₁Cr byl nízkoenergetický tvárný s jamkovou morfologií, viz obr. 35. Na lomové ploše v oblasti čistého Fe (obr. 36) byla nalezena řada defektů typu dutin (plynové póry a staženiny), mechanismus porušení byl opět tvárný.



Obr. 34: Lomová plocha vzorku č. 1 (SEM)

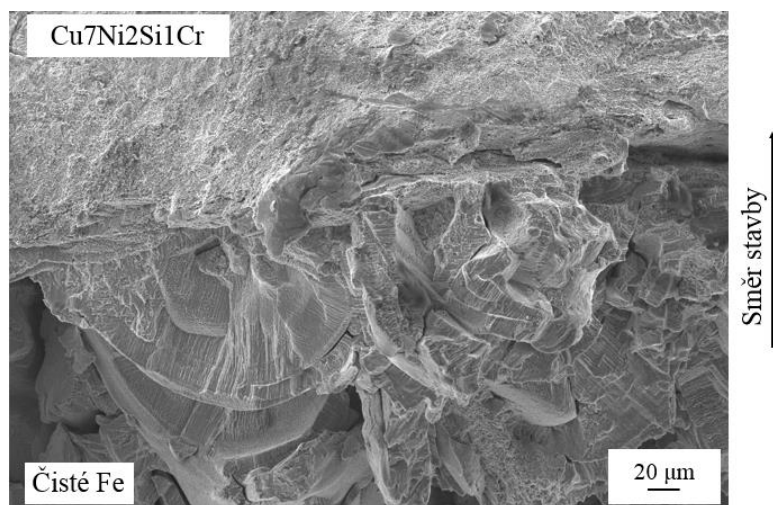


Obr. 35: Detail lomové plochy vzorku č. 1 v oblasti Cu7Ni2Si1Cr (SEM)

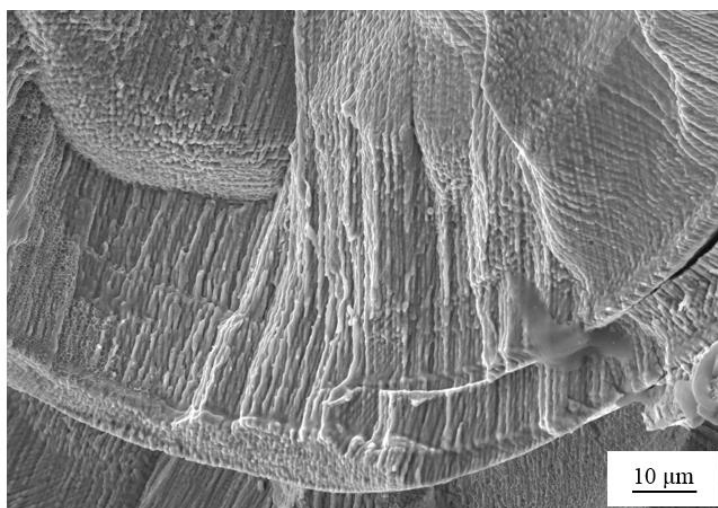


Obr. 36: Detail lomové plochy vzorku č. 1 v oblasti čistého Fe (SEM)

Rozhraní Cu7Ni2Si1Cr a čistého Fe vykazuje trhliny (obr. 37), kde při dostatečném zvětšení bylo možno pozorovat i kolumnární zrna uvnitř jednotlivých SLM buněk v oblasti čistého Fe a trhlinu podél fúzní hranice zrna, viz obr. 38.

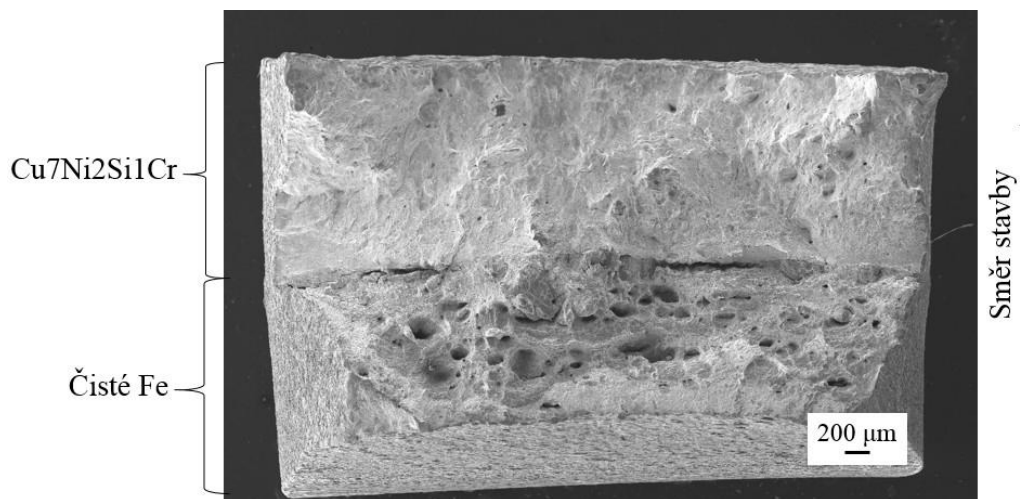


Obr. 37: Detail lomové plochy vzorku č. 1 v oblasti rozhraní Cu7Ni2Si1Cr a čistého Fe (SEM)

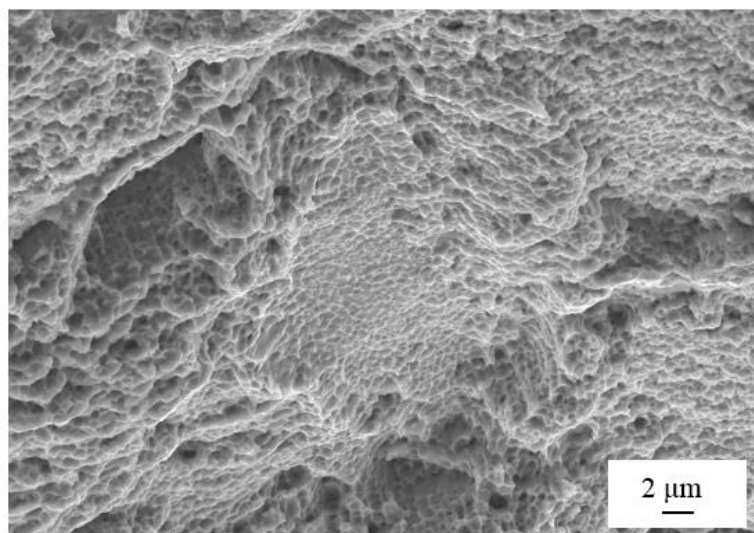


Obr. 38: Detail lomové plochy vzorku č. 1 s kolumnárními zrny v návarech oblasti čistého Fe (SEM)

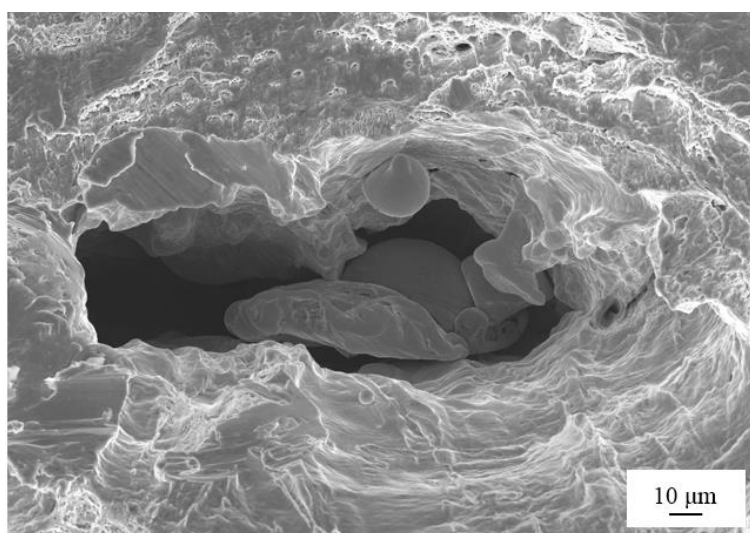
Lomová plocha vzorku č. 3 je zobrazena na obr. 39, kde je patrná dekoheze v oblasti rozhraní. Mechanismus porušení jak v oblasti Cu7Ni2Si1Cr, tak čistého Fe byl nízkoenergetický tvárný s jemnými jamkami, viz obr. 40. V oblasti čistého Fe (obr. 41) bylo možné pozorovat dutiny s neroztavenými částicemi uvnitř, tzv. „lack of fusion porosity“. Na lomové ploše v blízkosti rozhraní materiálů (oblast čistého Fe) je možné pozorovat dekohezi podél fúzních hranic SLM buněk a dále jsou patrná kolumnární zrna čistého Fe, viz obr. 42.



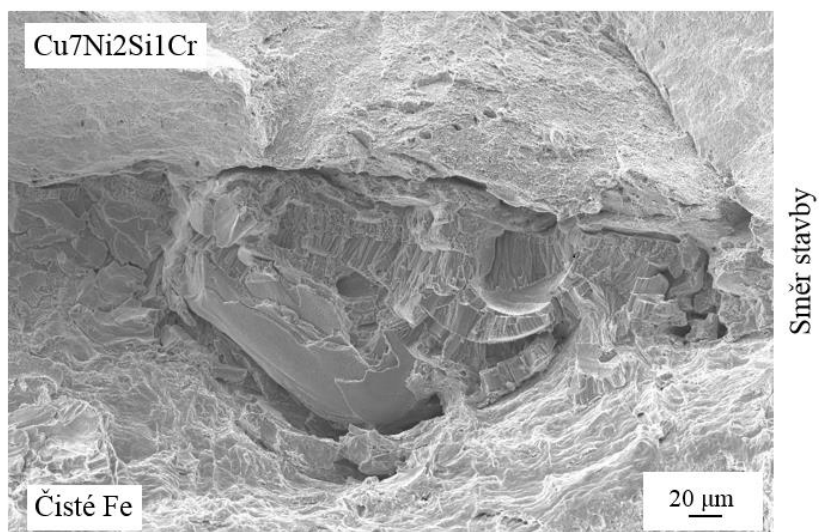
Obr. 39: Lomová plocha vzorku č. 3 (SEM)



Obr. 40: Detail lomové plochy vzorku č. 3 v oblasti Cu7Ni2Si1Cr (SEM)

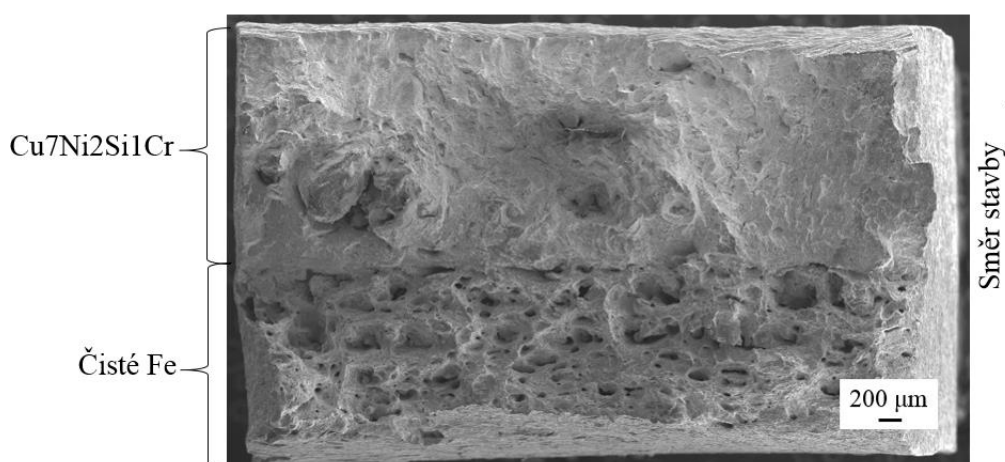


Obr. 41: Detail lomové plochy vzorku č. 3 v oblasti čistého Fe (SEM)

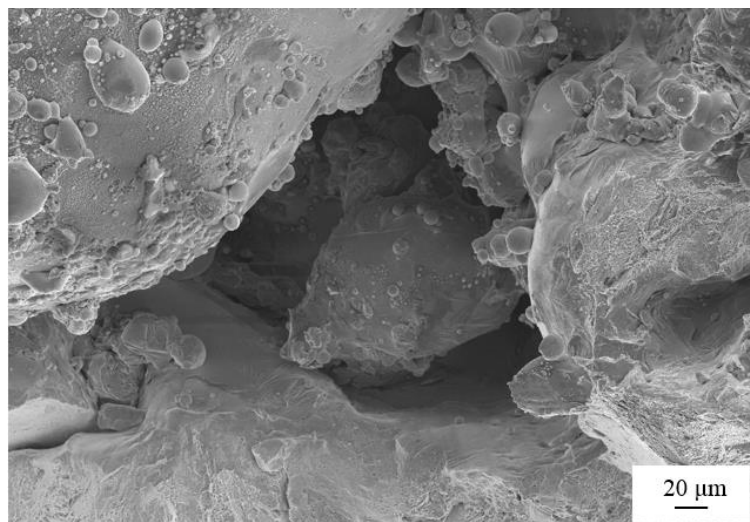


Obr. 42: Detail lomové plochy vzorku č. 3 v oblasti rozhraní (SEM)

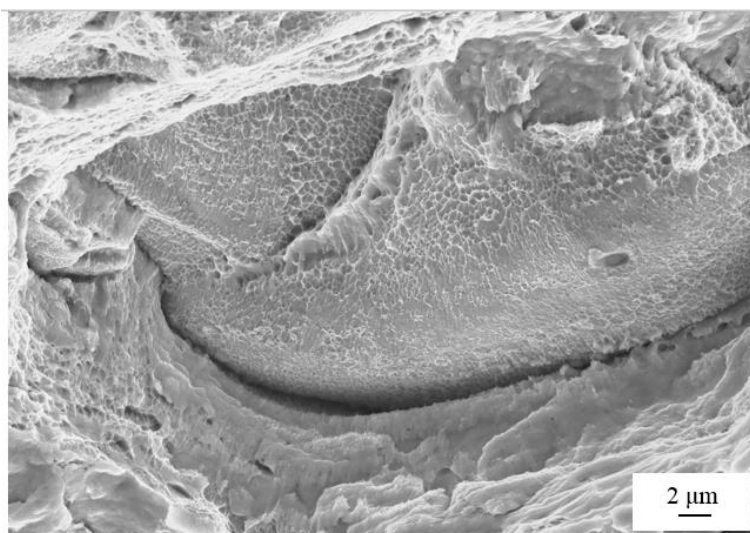
Lomová plocha vzorku č. 5 je uvedena na obr. 43, přičemž na straně čistého Fe bylo možno pozorovat značnou porozitu. Při bližším ohledání lze v oblasti Cu7Ni2Si1Cr také pozorovat póry s přítomností neroztavených částic – „lack of fusion porosity“ (obr. 44). V oblasti čistého Fe bylo možné pozorovat dekohezi SLM buněk podél fúzních hranic s tvárným zatržením, viz obr. 45. V oblasti rozhraní byly pozorovány opět defekty v podobě dutin, viz obr. 46.



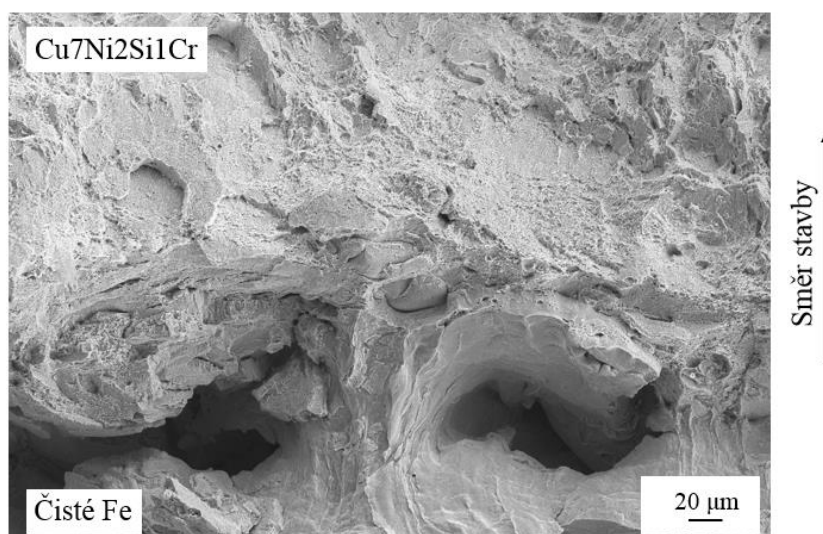
Obr. 43: Lomová plocha vzorku č. 5 (SEM)



Obr. 44: Detail lomové plochy vzorku č. 5 v oblasti $\text{Cu}_7\text{Ni}_2\text{Si}_1\text{Cr}$ (SEM)



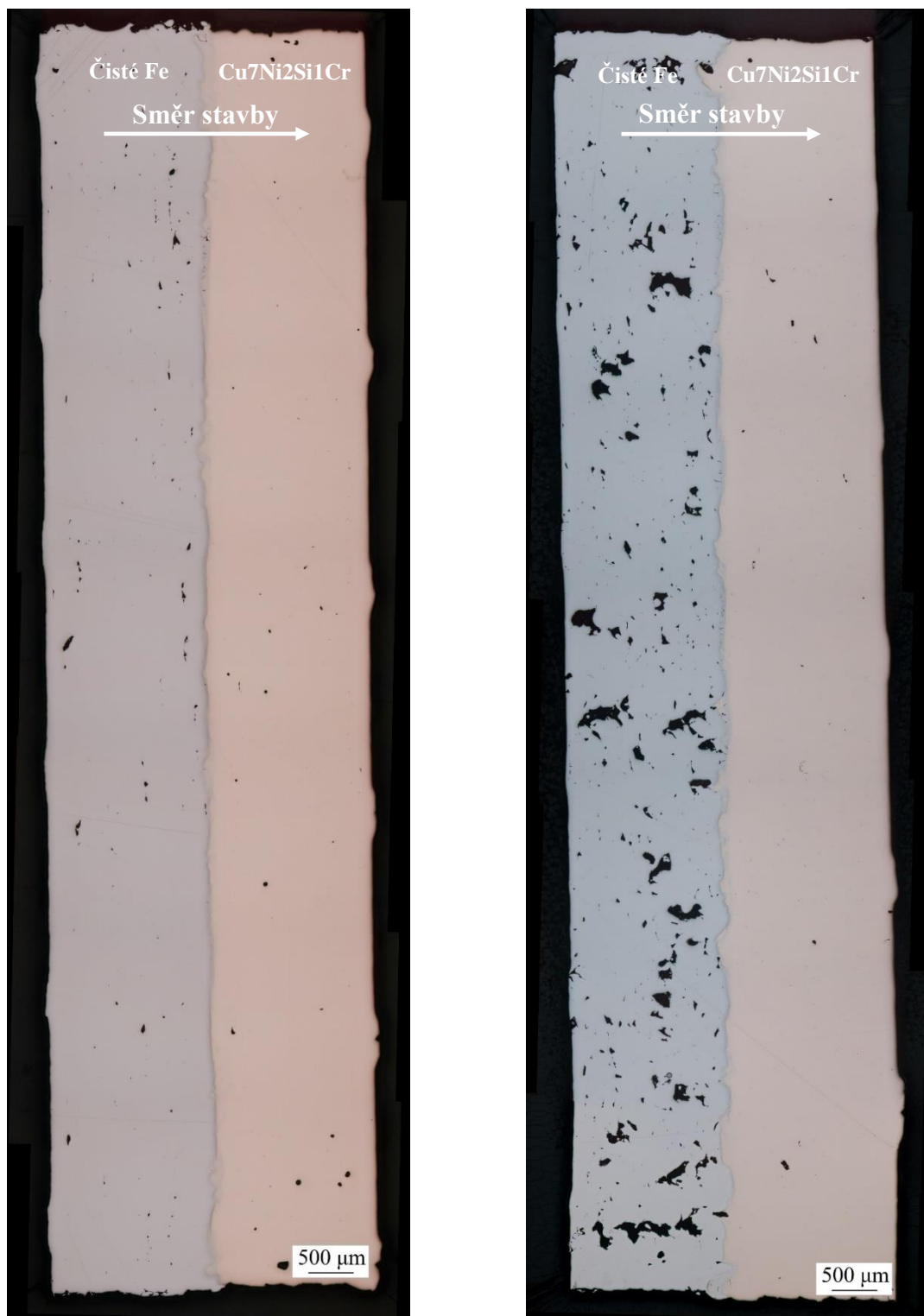
Obr. 45: Detail lomové plochy vzorku č. 5 v oblasti čistého Fe (SEM)



Obr. 46: Lomová plocha vzorku č. 5 – rozhraní (SEM)

c) Metalografická analýza

Metalografické vzorky byly připraveny z hlav vzorků po provedené tahové zkoušce, a to v příčném řezu. Na obr. 47 jsou uvedeny přehledové fotky vzorků č. 3 (vlevo) a 5 (vpravo) v neleptaném stavu, přičemž lze v oblasti Cu₇Ni₂SiCr pozorovat póry s převážně kulovitou morfologií (plynové póry) a v oblasti čistého Fe póry nepravidelného tvaru. Z obr. 47 je také patrné, že vzorek č. 5 vykazuje větší porozitu v oblasti čistého Fe oproti vzorku č. 3.

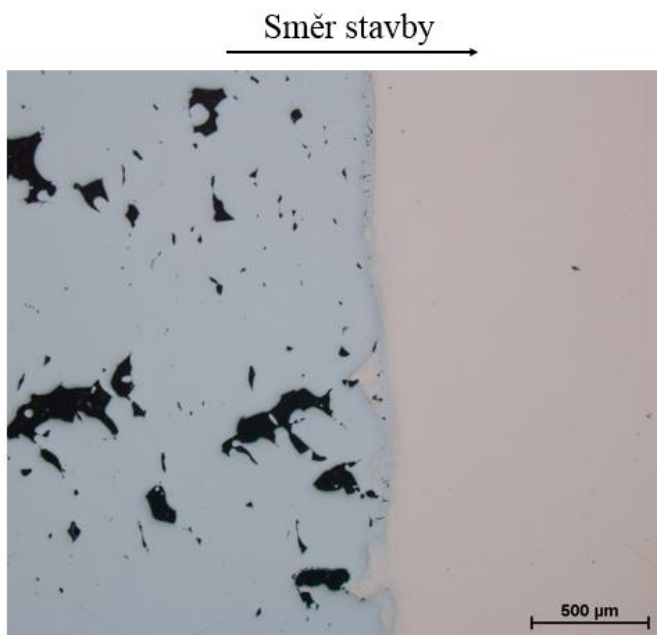


Obr. 47: Mikrostruktura vzorku č. 3 (vlevo) a vzorku č. 5 (vpravo) v neleptaném stavu

Na obr. 48 je zobrazen detail mikrostruktury vzorku č. 3 v neleptaném stavu, kde lze pozorovat rozhraní bez přítomnosti defektů, zatímco u vzorku č. 5 byl pozorován četný výskyt trhlin podél celého rozhraní, viz obr. 49.



Obr. 48: Detail mikrostruktury vzorku č. 3 v neleptaném stavu

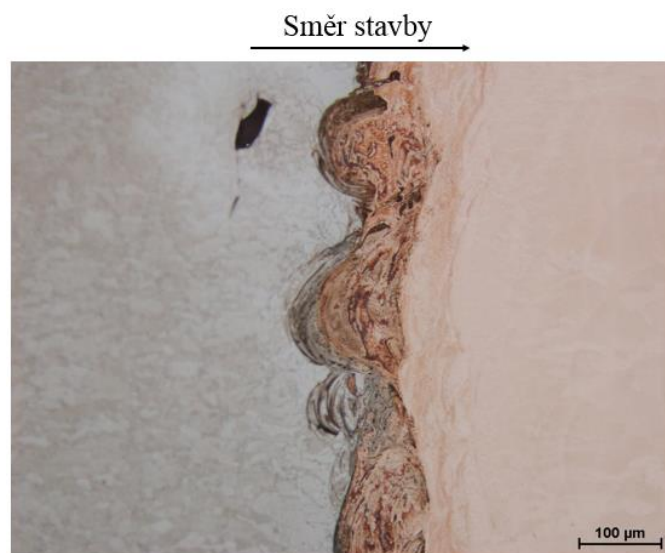


Obr. 49: Detail mikrostruktury vzorku č. 5 v neleptaném stavu

Na obr. 50–54 je zobrazena mikrostruktura vzorků č. 1, 3 a 5 v leptaném stavu, přičemž na všech bylo možno pozorovat póry s nepravidelným tvarem. Dále bylo možno pozorovat na obr. 50–53 fúzní hranice SLM buněk jak v oblasti rozhraní, tak v oblasti Cu₇Ni₂Si₁Cr. Na všech uvedených snímcích lze v oblasti rozhraní pozorovat dobré promísení čistého Fe a Cu₇Ni₂Si₁Cr. Na vzorku č. 5 (obr. 52) byly pozorovány póry nepravidelných tvarů jak v oblasti čistého Fe, tak v oblasti Cu₇Ni₂Si₁Cr (označeno bílou šipkou).



Obr. 50: Mikrostruktura vzorku č. 1 v leptaném stavu

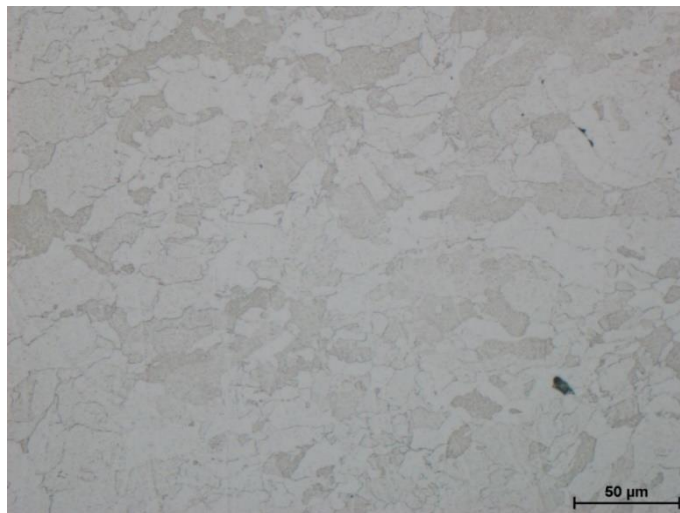


Obr. 51: Mikrostruktura vzorku č. 3 v leptaném stavu

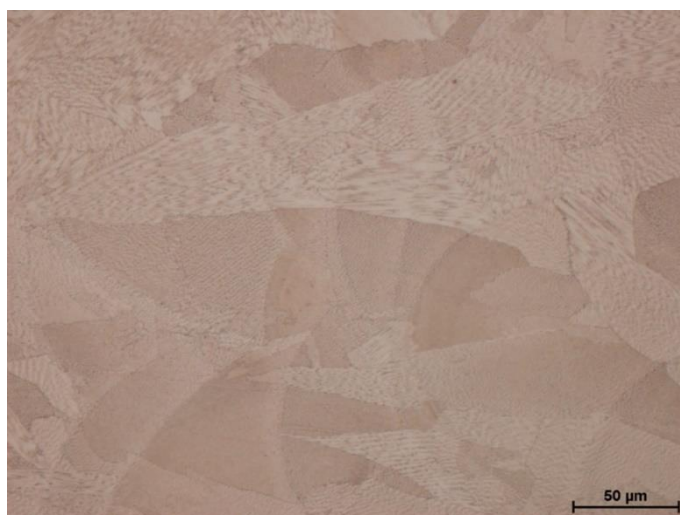


Obr. 52: Mikrostruktura vzorku č. 5 v leptaném stavu

Mikrostruktura čistého Fe vyrobeného pomocí SLM je tvořena směsí jemných i hrubších zrn s dobře definovanými hranicemi zrn, viz obr. 53. Uspořádání zrn čistého Fe je náhodné, tzn. nebyl pozorován přechod mezi jednotlivými vrstvami, naproti tomu v oblasti Cu7Ni2Si1Cr jsou hranice zrna napříč několika vrstvami, viz obr. 54.



Obr. 53: Mikrostruktura vzorku č. 5 v oblasti čistého Fe



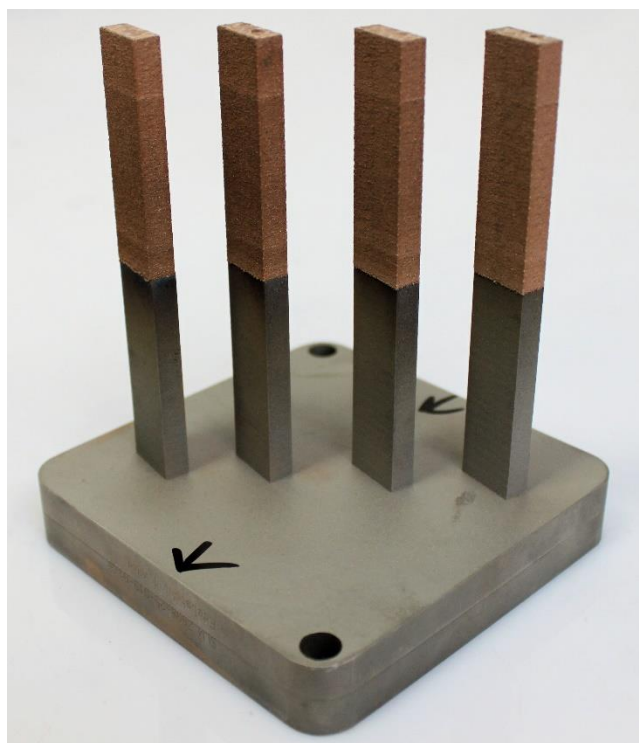
Obr. 54: Detail mikrostruktury vzorku č. 1 v oblasti Cu7Ni2Si1Cr

7.2 Dvouvrstvý materiál (rozhraní \perp vzhledem k ose vzorku) – Sada II

Druhá sada vzorků obsahující pouze jedno rozhraní byla vyrobena odlišným způsobem než předchozí. Tyto vzorky byly stavěny s rozhraním kolmo na směr zatěžování při tahové zkoušce (obr. 55), přičemž postup kladení vrstev byl stejný jako u přechozí sady vzorků, tedy nejprve bylo „tisknuto“ čisté Fe a následně byly nanесeny vrstvy slitiny Cu7Ni2Si1Cr. Procesní parametry výroby byly pro všechny čtyři vzorky stejné a konkrétní hodnoty výkonu laseru a rychlosti skenování pro jednotlivé kovové prášky jsou uvedeny v tab. 9. Tloušťka nanášených vrstev byla neměnná o velikosti 50 μm a rozteč skenování byla 90 μm .

Tab. 9: Procesní parametry výroby SLM bloků

Číslo vzorku	Výkon laseru [W]		Rychlost skenování [mm/s]	
	Fe	slitina Cu	Fe	slitina Cu
1-4	400	400	1000	700



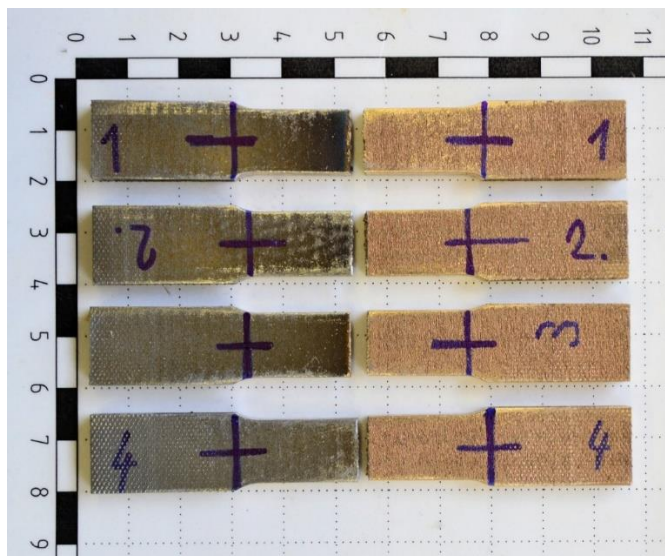
Obr. 55: Biletý vyrobené s jedním rozhraním procesem SLM (šipka naznačuje směr proudícího média)

a) Mechanické vlastnosti

Zkušební vzorky pro tahovou zkoušku byly ploché s rozměry měrné části $6 \times 12,5 \times 30$ mm. Vzorky porušené při tahové zkoušce jsou zobrazeny na obr. 56 a naměřené hodnoty pevnosti v tahu jsou uvedeny v tab. 10. Tvrdost s nízkým zatížením HV 0,3 byla z důvodu použití stejných procesních parametrů u všech vzorků měřena pouze na vzorku č. 1, a to v oblasti čistého Fe i v oblasti Cu7Ni2Si1Cr. V každé oblasti byly provedeny tři měření a následně byla stanovena střední hodnota tvrdosti, přičemž výsledná hodnota tvrdosti v oblasti čistého Fe byla $142 \pm 6,1$ HV 0,3 a u slitiny Cu7Ni2Si1Cr byla $217 \pm 7,8$ HV 0,3.

Tab. 10: Výsledky tahové zkoušky vyrobených SLM vzorků

Číslo vzorku	1	2	3	4
R_m [MPa]	94	151	192	387

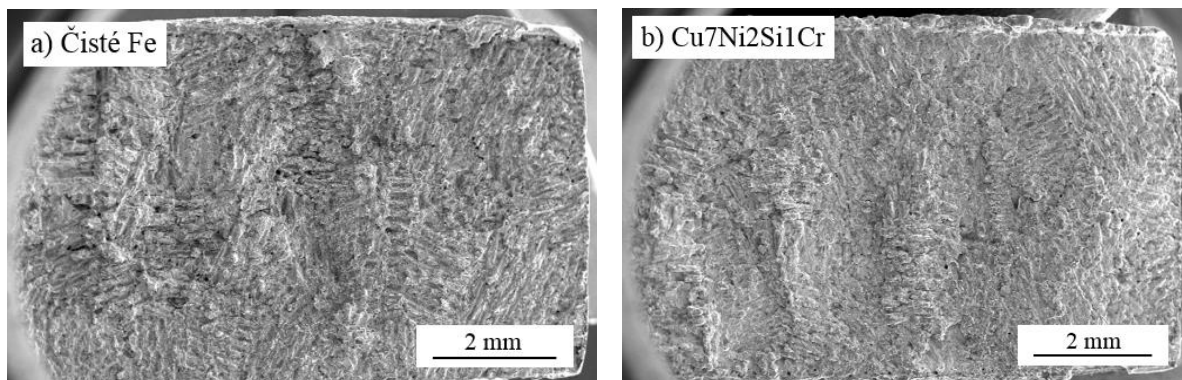


Obr. 56: Vzorky po provedené tahové zkoušce

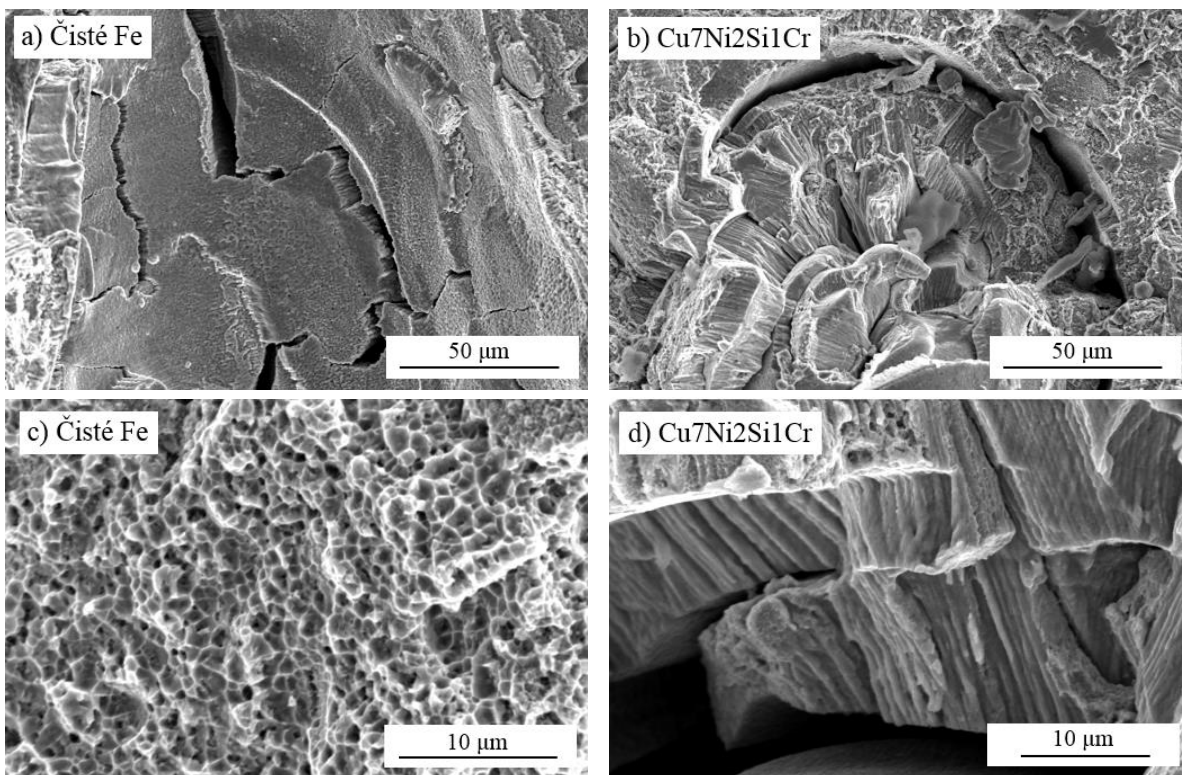
b) Fraktografická analýza

Za účelem posouzení mechanismu porušování byla na vzorcích porušených při tahové zkoušce provedena fraktografická analýza. Z důvodu rozdílných dosažených hodnot pevnosti v tahu, byly pro analýzu vybrány vzorky č. 1 a 4, které dosahovaly nejnižší a nejvyšší hodnoty pevnosti v tahu z celého souboru – lomové plochy viz obr. 57–60.

Lomové plochy analyzovaného vzorku č. 1 jsou uvedeny na obr. 57. Při detailním ohledání byly v oblasti čistého Fe pozorovány rozsáhlé trhliny (obr. 58a). V obou oblastech bylo možné pozorovat dekohezi podél SLM buněk, dále bylo možné identifikovat přítomnost kolumnárních zrn (obr. 58b, d), kdy k porušení docházelo na jejich hranicích (obr. 58d) a také podél fúzních hranic SLM buněk, viz obr. 58a, b, d). Mechanismus porušení byl tvárného charakteru s velmi jemnými jamkami (nízkoenergetické tvárné porušení – obr. 58c).

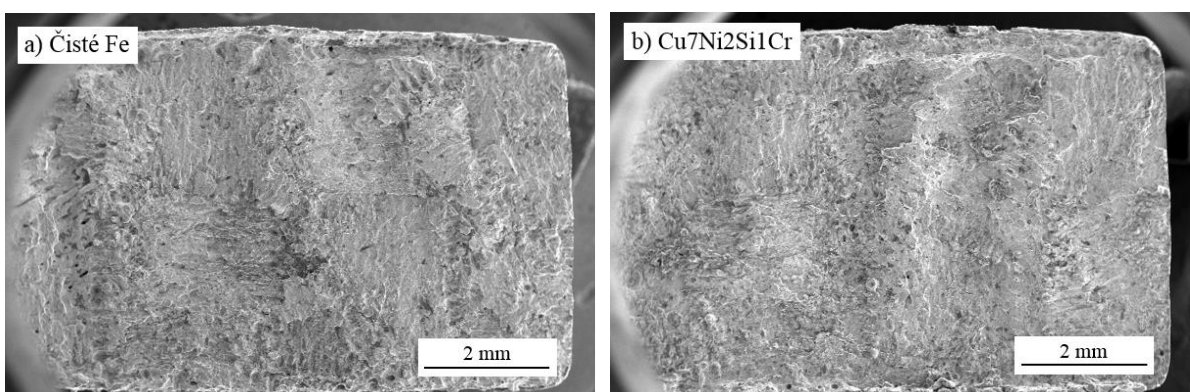


Obr. 57: Lomová plocha vzorku č. 1 (SEM) a) čisté Fe b) Cu7Ni2SiCr

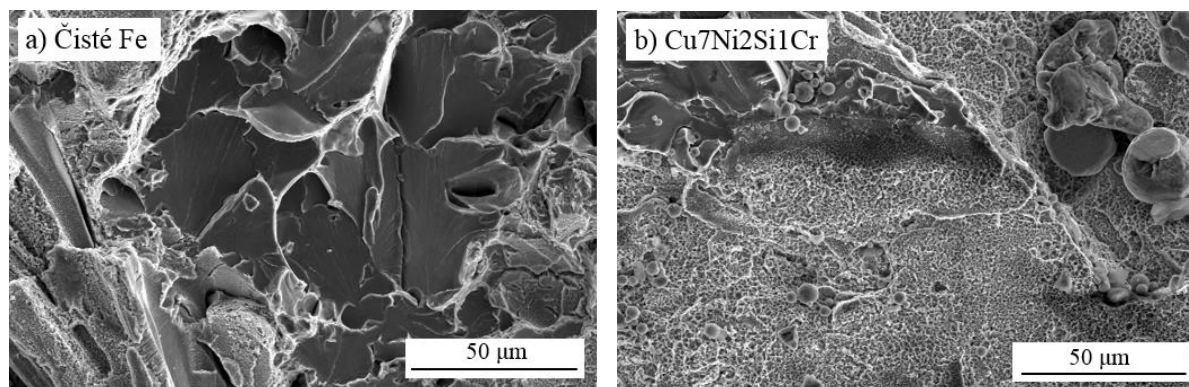


Obr. 58: Detail lomové plochy vzorku č. 1 (SEM) – a) c) čisté Fe – oblast dekoheze (FB) a detail tvárného porušení, b) d) Cu7Ni2Si1Cr SLM buňky, detail kolumnárních zrn a dekoheze podél FB

Lomové plochy vzorku č. 4 jsou uvedeny na obr. 59. V oblasti Cu7Ni2Si1Cr je možné pozorovat tvárný mechanismus porušení s jamkovou morfologií a neroztavené částice prášku (obr. 60). V oblasti čistého Fe bylo možné pozorovat trhliny a lokálně fazety značící transkrystalický štěpný lom.



Obr. 59: Lomová plocha vzorku č. 4 (SEM) a) čisté Fe b) Cu7Ni2Si1Cr



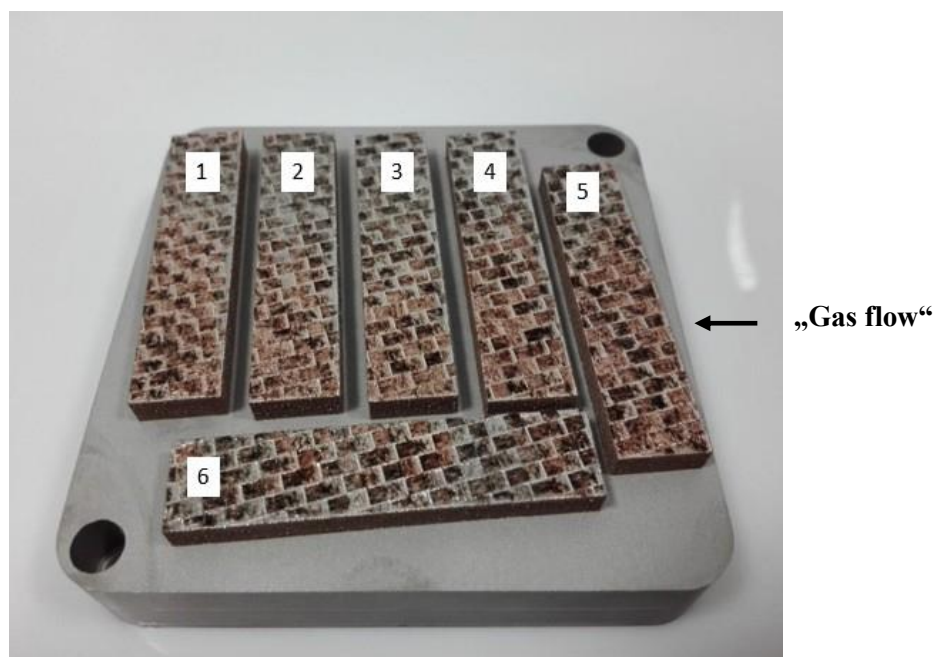
Obr. 60: Detail lomové plochy vzorku č. 4 (SEM) a) oblast čistého Fe b) oblast Cu7Ni2Si1Cr

7.3 Vícevrstvé materiály – Sada III

Jak již bylo zmíněno, tento multi-materiál byl vyroben postupným střídáním jednotlivých vrstev čistého Fe a slitiny Cu7Ni2Si1Cr. Tímto způsobem bylo vyrobeno šest vzorků v podobě biletů (obr. 61), kde čísla na obrázku popisují označení vzorků. Celá šestice vzorků byla vyrobena stejnými procesními parametry (tab. 11) s velikostí rozteče skenování 90 μm a tloušťkou vrstvy 50 μm. U těchto vzorků byl sledován vliv pozice na stavěcí desce ve vztahu k proudicímu médiu (viz obr. 61 – šipka „gas flow“).

Tab. 11: Procesní parametry výroby SLM bloků

Číslo vzorku	Výkon laseru [W]		Rychlost skenování [mm/s]	
	Fe	slitina Cu	Fe	slitina Cu
1-6	400	400	1000	700



Obr. 61: Bloky vícevrstvého MM vyrobeného prosem SLM

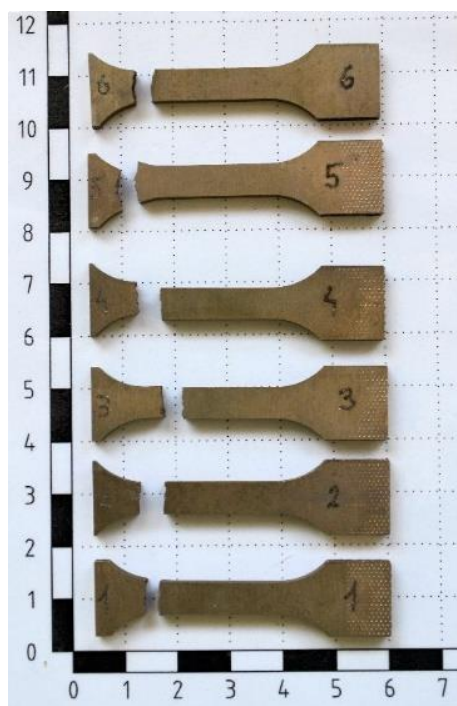
a) Mechanické zkoušky

Zkušební vzorky pro tahovou zkoušku byly třískově obrobeny z vyrobených biletů o rozměrech (šířka × výška × délka) $14 \times 5 \times 65$ mm. Rozměry průřezu v měrné části vzorků byly 6×4 mm. Vzorky po provedené zkoušce tahem jsou zobrazeny na obr. 62, naměřené hodnoty pevnosti v tahu jsou uvedeny v tab. 12 (pozn. z důvodu klouzání vzorku č. 6 v čelistech nebyla určena jeho hodnota meze pevnosti).

Po provedené tahové zkoušce byl u jednotlivých zkušebních tělesech z oblasti upínací části odebrán materiál v příčném směru pro zhotovení metalografického výbrusu, na kterém byla poté měřena tvrdost s nízkým zatížením HV 0,3. Měření tvrdosti HV 0,3 bylo provedeno na vzorcích č. 3 a 5 (na dalších vzorcích nebylo měření prováděno z důvodu užitých stejných procesních parametrů). Vzorky č. 3 a 5 byly vybrány z důvodu jejich umístění na stavěcí desce – vzorek č. 3 uprostřed, vzorek č. 5 krajní poloha (nejblíže přívodu ochranné atmosféry N_2). Střední hodnota tvrdosti byla určena ze tří měření a výsledná tvrdost vzorku č. 3 byla 465 ± 27 HV 0,3 a na vzorku č. 5 bylo naměřeno 363 ± 8 HV 0,3.

Tab. 12: Výsledky tahové zkoušky vyrobených SLM vzorků

Číslo vzorku	1	2	3	4	5	6
R_m [MPa]	178	147	201	116	392	-

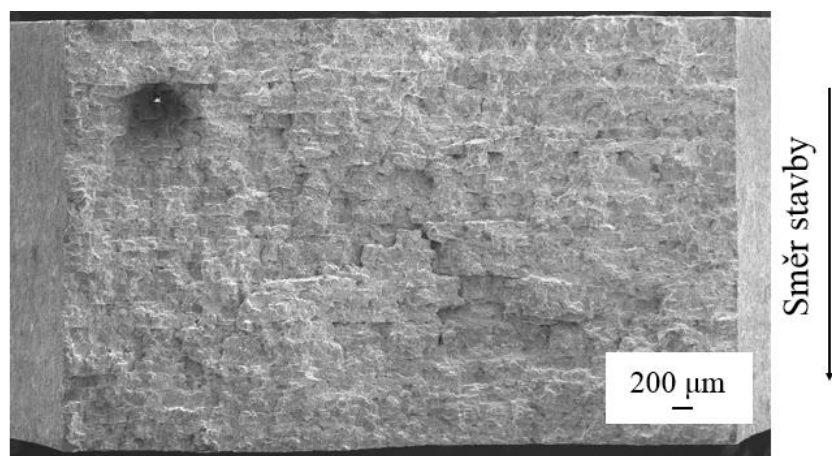


Obr. 62: Přetrhané vzorky po tahové zkoušce

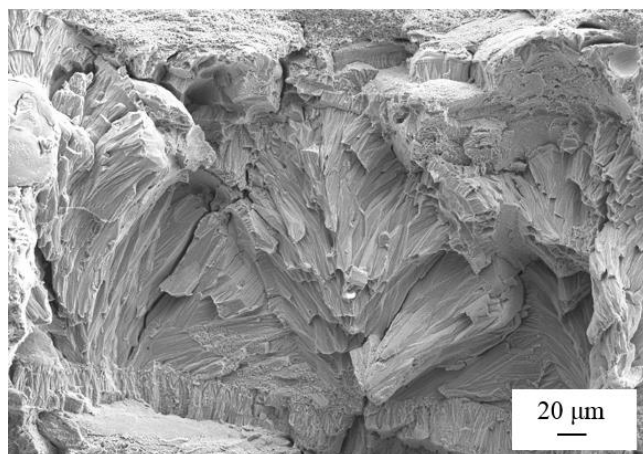
b) Fraktografická analýza

Po tahové zkoušce byla na porušených vzorcích provedena fraktografická analýza. Pro účely této diplomové práce byly vybrány vzorky 1, 4, a 5 z důvodu naměřených hodnot pevnosti v tahu (nejnižší – vzorek č. 4, střední – vzorek č. 1, nejvyšší – vzorek č. 5). Přehledový snímek vzorku č. 1 je uveden na obr. 63. Při detailnější ohledání bylo možno pozorovat oblast porušení podél hranic kolumnárních zrn (obráz. 64) – (v této oblasti byl EDS analýzou stanoven

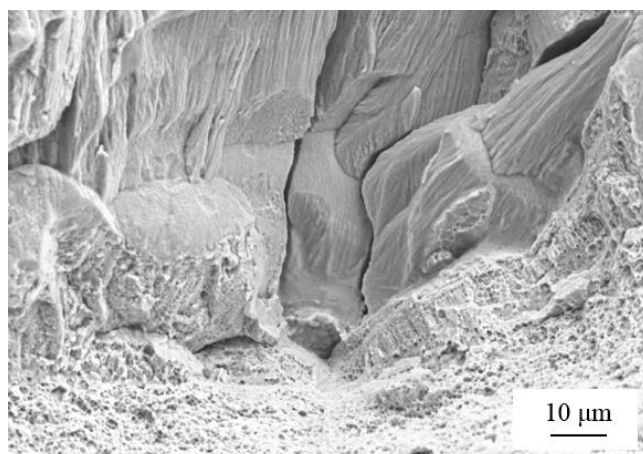
obsah hlavních prvků, resp. jejich poměr Fe/Cu – 70/30), v oblastech tvárného porušení s jamkovou morfologií (obr. 65) byl tento poměr opačný 30/70. U vzorku č. 1 nebyla zjištěna přítomnost dutin typu „lack of fusion porosity“.



Obr. 63: Lomová plocha vzorku č. 1 (SEM)



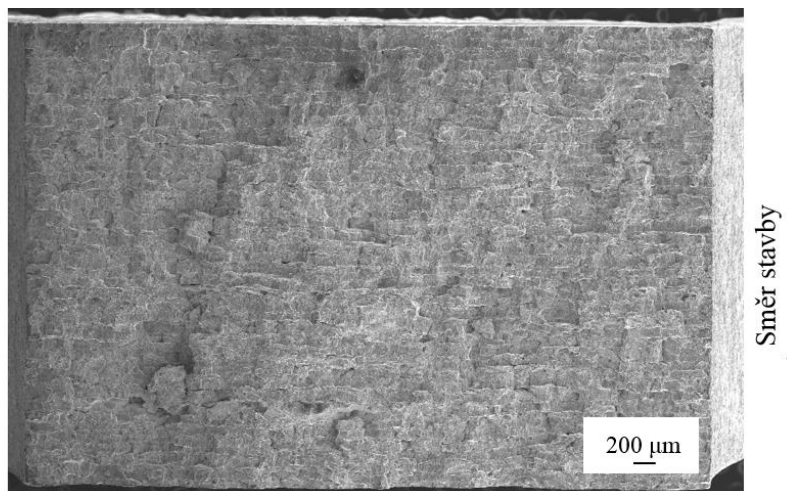
Obr. 64: Detail lomové plochy vzorku č. 1 (SEM)



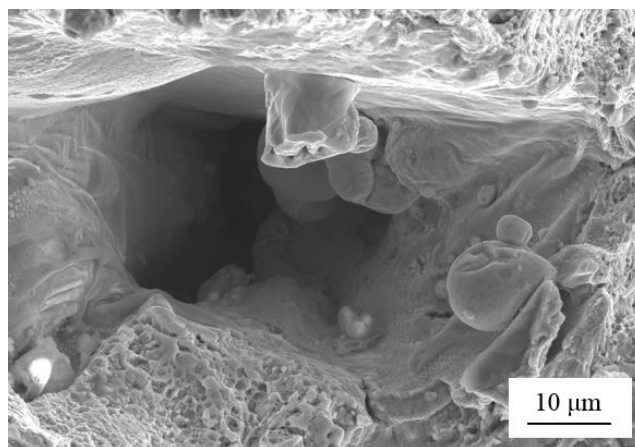
Obr. 65: Detail lomové plochy vzorku č. 1 (SEM)

Lomová plocha vzorku č. 4 je zobrazena na obr. 66, která při bližším ohledání vykazovala místa tvárného mechanismu porušení s jamkovou morfologií, ale také dekohezi podél hranic

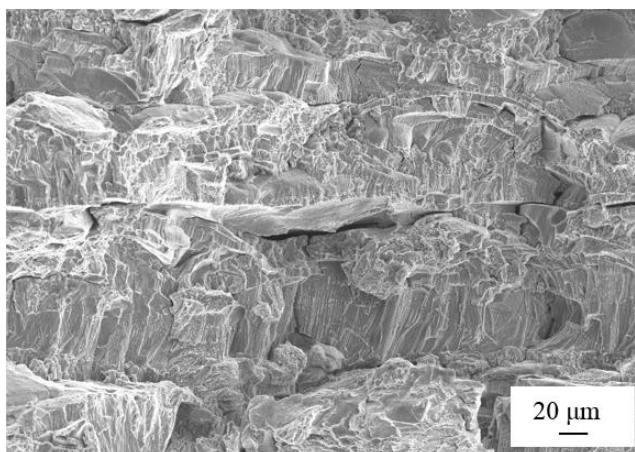
kolumnárních zrn a SLM buněk. Dále bylo možné pozorovat ojedinělé dutiny s neroztavenými částicemi („lack of fusion porosity“), obr. 67 a separaci jednotlivých vrstev obr. 68.



Obr. 66: Lomová plocha vzorku č. 4 (SEM)



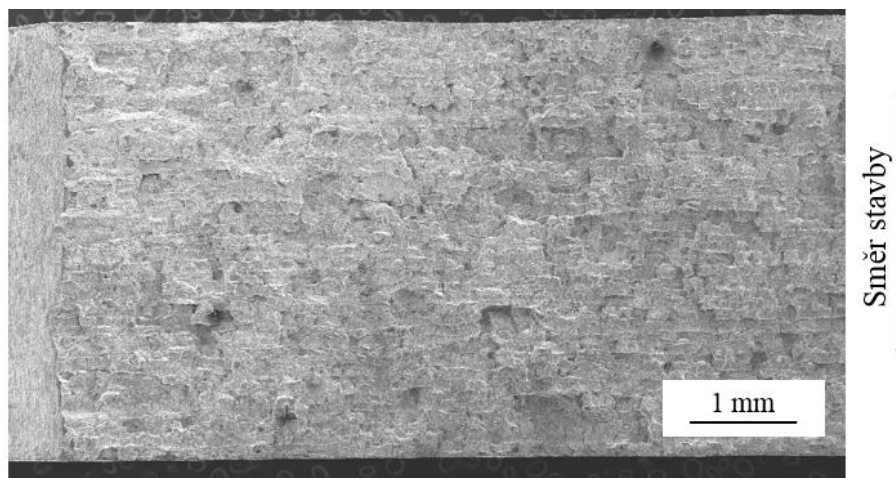
Obr. 67: Detail lomové plochy vzorku č. 4 (SEM)



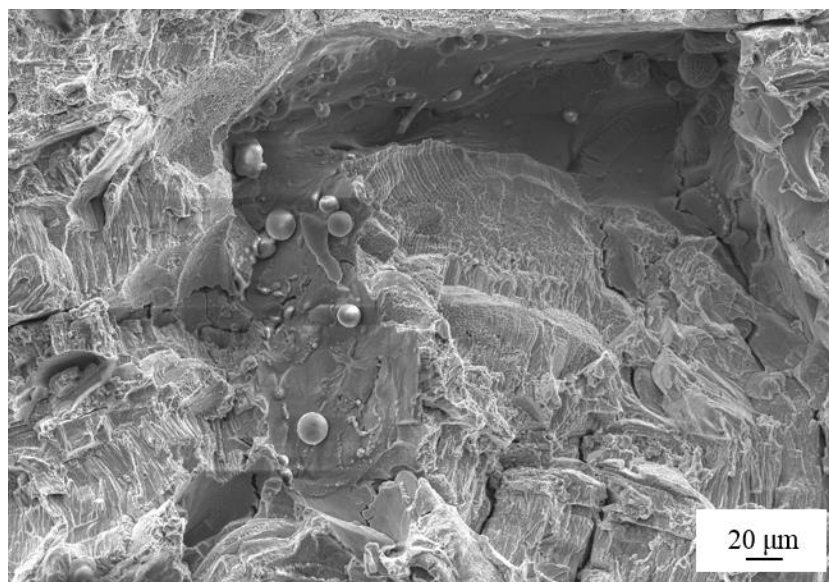
Obr. 68: Detail lomové plochy vzorku č. 4 (SEM)

Přehledový snímek lomové plochy vzorku č. 5 je uveden na obr. 69. Detail lomové plochy je vidět na obr. 70, kde bylo možné opět pozorovat tvárný mechanismus porušení s morfologií

velmi jemných jamek, dekohezi po hranicích zrn a SLM buněk. Na lomové ploše byla zjištěna také přítomnost a nehomogenity typu dutin s neroztavenými částicemi prášku, viz obr. 70.



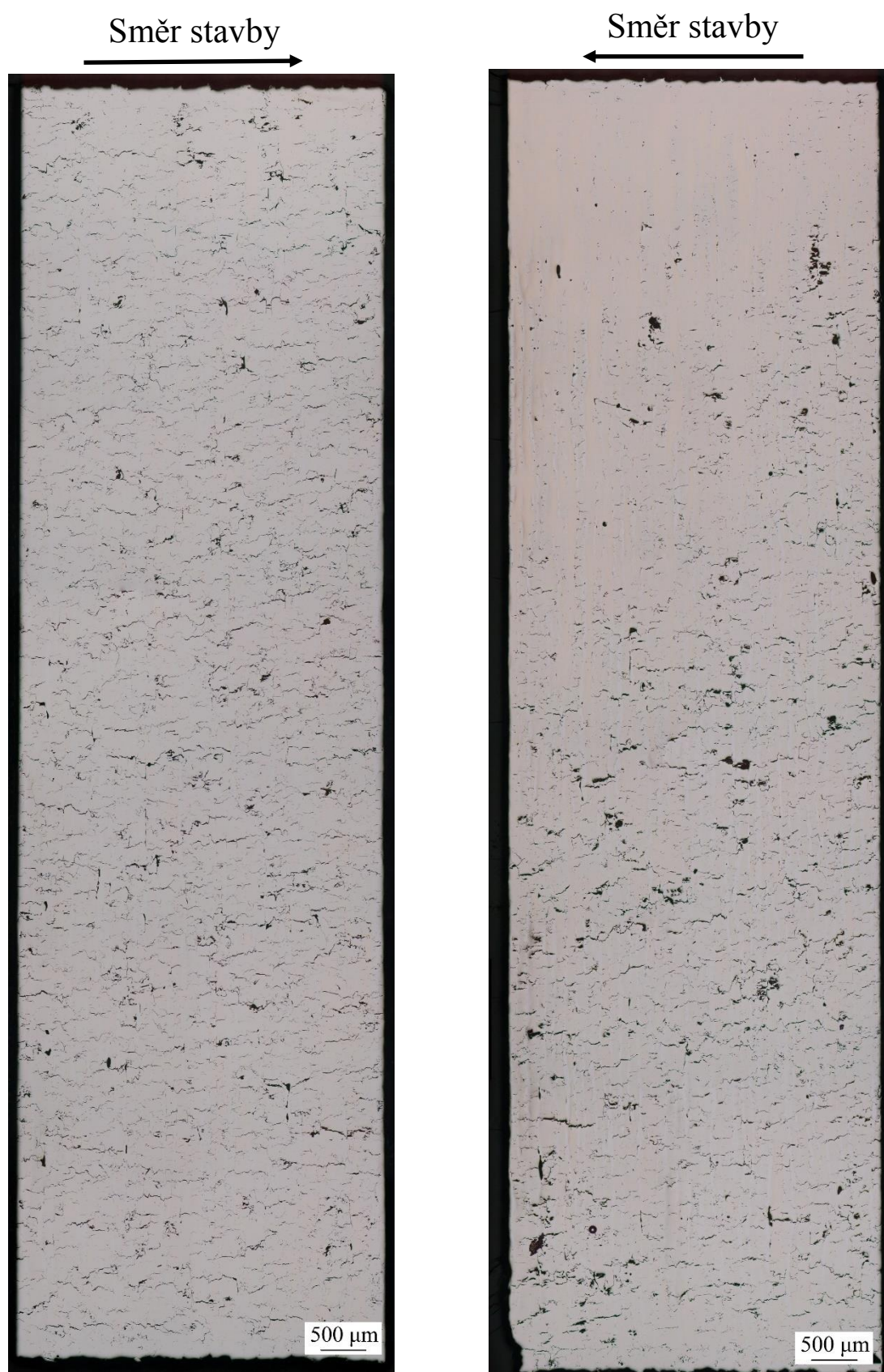
Obr. 69: Lomová plocha vzorku č. 5 (SEM)



Obr. 70: Detail lomové plochy vzorku č. 5 (SEM)

c) Metalografická analýza

Metalografická analýza byla provedena na vzorcích připravených z hlav porušených tahových vzorků. Na všech snímcích mikrostruktury byly nalezeny vady typu trhlin a dutin, viz obr. 71 až 74. Na obr. 71 jsou zobrazeny přehledové fotky neleptaných vzorků č. 4 (vlevo) a 5 (vpravo), přičemž oba vzorky vykazovaly značné množství nehomogenit. Vady v mikrostruktuře vzorku č. 4 jsou rozprostřeny v celém objemu, zatímco u vzorku č. 5 je převážné množství nehomogenit situováno do spodní poloviny vzorku (viz obr. 71). Mikrostrukturu naleptaných vzorků lze pozorovat na obr. 72 až 74. Mikrostruktura vzorku všech vzorků byla obdobného charakteru, kdy bylo možné pozorovat fúzní hranice SLM buněk (obr. 72), a jednotlivé nanášené vrstvy (obr. 73 a 74). Přítomné trhliny sledovaly převážně směr stavby, tj. šířily se napříč vrstvami (obr. 72 a 73), ale pozorovány byly také trhliny mezi jednotlivými vrstvami (obr. 74).



Obr. 71: Přehledové fotografie vzorku č. 4 (vlevo) a vzorku č. 5 (vpravo) - neleptáno



Obr. 72: Detail mikrostruktury vzorku č. 1 (příčný řez)



Obr. 73: Mikrostruktura vzorku č. 4 (příčný řez)



Obr. 74: Mikrostruktura vzorku č. 5 (příčný řez)

8 Diskuze

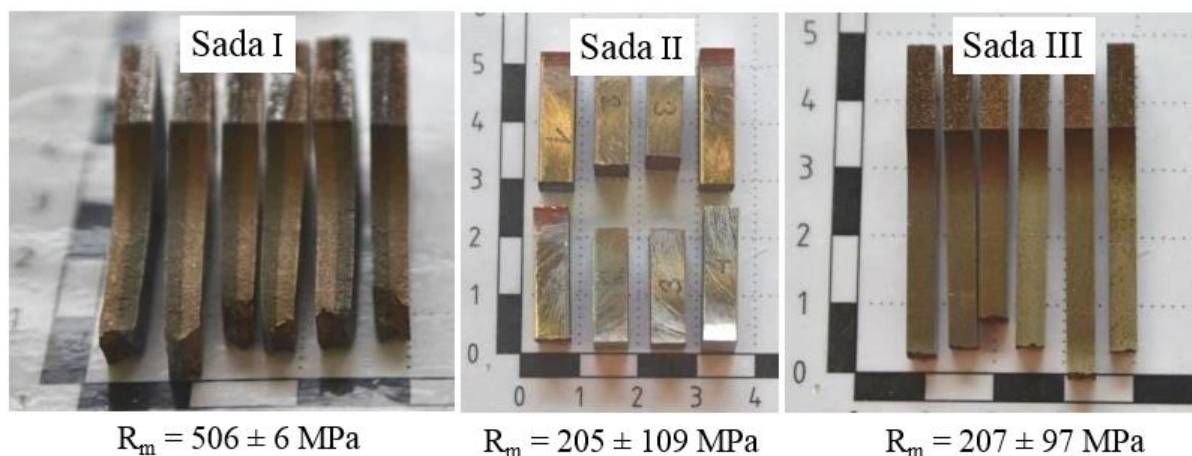
Diplomová práce se zabývala mechanickými vlastnostmi a mikrostrukturními charakteristikami multi-materiálů připravených procesem SLM. Rešeršní část proto byla zaměřená na detailní popis technologie SLM, zejména na defekty vznikající při výrobě a také na samotnou výrobu MM připravených převážně touto technologií. Experimentální část se zabývala konkrétním MM tvořeným čistým Fe a slitinou Cu7Ni2Si1Cr. V současné době však v dostupné literatuře nejsou k dispozici data o výrobě multi-materiálu tvořeného touto kombinací.

Pro srovnání pevností v tahu námi vyrobených MM (sada I, II a III) s hodnotami dostupnými z literatury [7, 32], které byly naměřeny na SLM vzorcích tvořených bez rozhraní (vzorky tvořené materiálem pouze z čistého Fe nebo Cu7Ni2Si1Cr) jsou uvedeny jejich hodnoty na obr. 76. Ve studii [7] byla provedena tahová zkouška SLM vzorků vyrobených ze slitiny Cu7Ni2Si1Cr ($P = 400 \text{ W}$, $v = 1100 \text{ mm/s}$, $h = 90 \text{ }\mu\text{m}$ a $t = 50 \text{ }\mu\text{m}$) a v [32] se zabývali výrobou čistého Fe ($P = 400 \text{ W}$, $v = 750 \text{ mm/s}$, $h = 90 \text{ }\mu\text{m}$ a $t = 50 \text{ }\mu\text{m}$). Pro přehlednost jsou hodnoty pevnosti v tahu jednotlivých sad I, II a III uvedeny na obr. 75. Nejvyšší pevnost v tahu ze všech tří připravovaných variant dosahovala sada I ($R_m = 506 \pm 6 \text{ MPa}$), zatímco u vzorků bez rozhraní byla v případě čistého Fe $452 \pm 1,8 \text{ MPa}$ a $546 \pm 4,7 \text{ MPa}$ u slitiny Cu7Ni2Si1Cr. Na základě naměřených pevností v tahu lze předpokládat, že rozhraní v případě sady I nebylo nejslabším článkem. Nicméně při srovnání Sady I a III jsou výsledné hodnoty sady III s více rozhraními ($R_m = 207 \pm 97 \text{ MPa}$) významně nižší. Jednou z příčin může být i vysoký výskyt nehomogenit (trhlin) v mikrostruktuře sady III. Trhliny v mikrostruktuře mohly být způsobeny použitím nevhodných procesních parametrů výroby. Navíc lze předpokládat, že při střídavém nanášení vrstev čistého Fe/Cu7Ni2Si1Cr dochází k nerovnoměrnému odvodu tepla při ochlazování vrstev, tj. ke vzniku teplotního gradientu vlivem rozdílné teplotní vodivosti jednotlivých materiálů, a tím vznikají ve vrstvách materiálů tahová napětí, která způsobují vznik trhlin, což má za následek snížení mechanických vlastností. [21] U sady II byla $R_m = 205 \pm 109 \text{ MPa}$, což je také výrazně méně oproti vzorkům bez rozhraní. Pevnost v tahu je u tohoto typu vzorků, vzhledem k orientaci rozhraní k ose zatěžování, dána jednoznačně kvalitou (pevností) rozhraní.

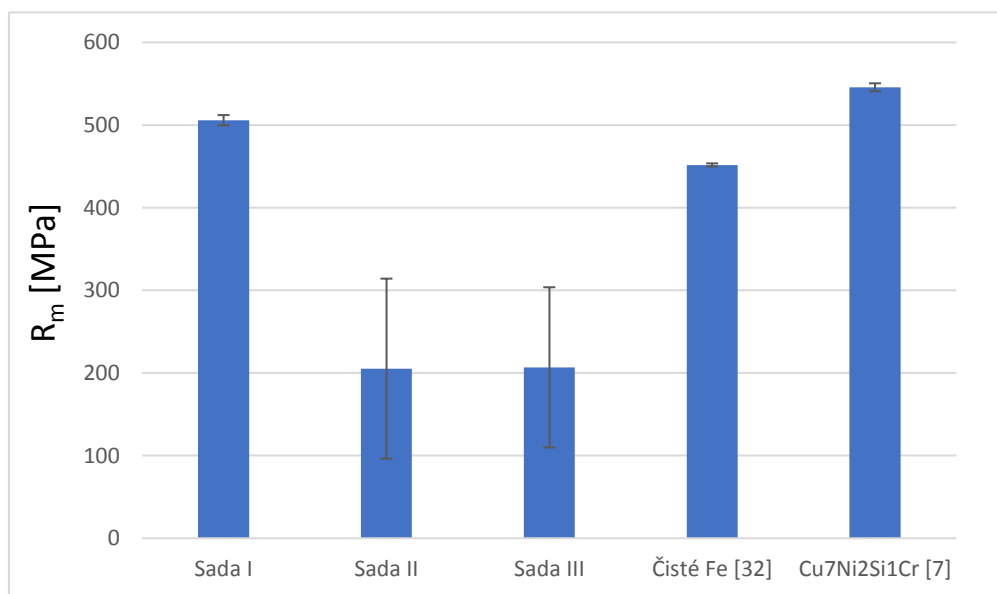
V sadě II bylo na vzorku č. 1 naměřeno $R_m = 94 \text{ MPa}$, zatímco na vzorku č. 4 bylo $R_m = 387 \text{ MPa}$. U vzorku č. 1 byl zjištěn v obou oblastech mechanismus porušení nízkoenergetický tvárný, dále byla na lomové ploše pozorována dekoheze SLM buněk. Výskyt dekoheze podél fúzních hranic SLM buněk ukazuje na malou pevnost těchto hranic. Naproti tomu na vzorku č. 4 byl zjištěn mechanismus porušení transkrystalický štěpný v oblasti čistého Fe a tvárný mechanismus porušení s jemnými jamkami v oblasti Cu7Ni2Si1Cr. Pevnost v tahu jednotlivých vzorků se lišila ($R_{m(vz.1)} < R_{m(vz.2)} < R_{m(vz.3)} < R_{m(vz.4)}$), přestože byly připraveny stejnými parametry, z čehož lze vyvozovat, že i umístění vzorku na stavěcí desce má zásadní vliv na výsledné mechanické vlastnosti.

Sada III byla vyráběna stejnými parametry jako sada II a opět byly naměřeny rozdílné hodnoty pevností v tahu, přičemž nejmenší pevnost v tahu byla naměřena na vzorku č. 4 ($R_m = 116 \text{ MPa}$) a největší na vzorku č. 5 ($R_m = 392 \text{ MPa}$). Na základě fraktografické analýzy bylo zjištěno, že vzorky vykazovaly tvárný mechanismus porušení s jamkovou morfologií, ale také dekohezi podél hranic kolumnárních zrn i SLM buněk a přítomnost dutin s neroztavenými částicemi („lack of fusion porosity“). U vzorku č. 4 byly navíc nalezeny trhliny

mezi jednotlivými vrstvami značící separaci vrstev a jejich malou soudržnost, což pravděpodobně vedlo k nízké pevnosti v tahu, jak je uvedeno výše.

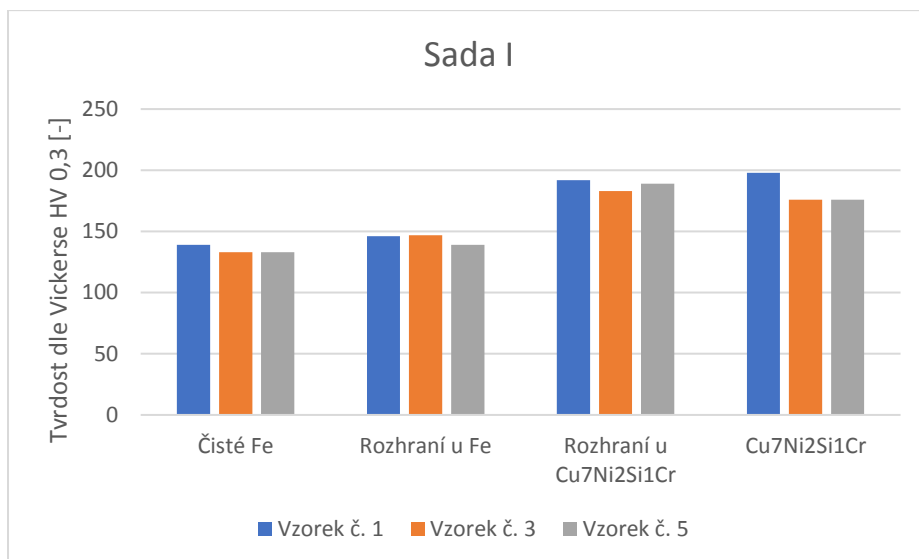


Obr. 75: Vzorky po provedené tahové zkoušce MM rozhraní čistého Fe/Cu7Ni2Si1Cr



Obr. 76: Srovnání mechanických vlastností vytvářených MM a s literárními daty

U naměřených hodnot tvrdostí HV 0,3 na vzorcích sady I nebyly zjištěny velké rozdíly. U všech vzorků docházelo k postupnému nárůstu tvrdosti ve směru z oblasti čistého Fe do oblasti Cu7Ni2Si1Cr, nejvyšších tvrdostí ze všech analyzovaných vzorků dosahoval vzorek č. 1 – viz obr. 77. V [32] byla naměřena tvrdost 143 HV 0,3 u čistého Fe a 171 HV 0,2 u Cu7Ni2Si1Cr [7]. Při srovnání Sady I s [7, 32] se hodnoty naměřených tvrdostí jednotlivých materiálů (oblasti vzdálenější od rozhraní) nijak výrazně nelišily. V sadě III (vícevrstvý MM) byla nejvyšší hodnota charakterizující tvrdost několika různých vrstev $465 \pm 27 \text{ HV } 0,3$ (vzorek č. 3), což jsou hodnoty výrazně vyšší než hodnoty zjištěné pro sadu I.



Obr. 77: Přehled tvrdostí HV 0,3 Sady I v jednotlivých oblastech

Na metalografických snímcích všech vzorků Sady I je patrné, že došlo k promísení materiálů, dále bylo možné pozorovat póry nepravidelného tvaru v oblasti čistého Fe, v oblasti Cu7Ni2Si1Cr byl zjištěn výskyt pórů převážně kulovitěho tvaru (plynové póry). Nejlepších výsledků (nejmenší porozity materiálů zejména v oblasti čistého Fe) bylo dosaženo na vzorcích č. 3 a 4 (obr. 47 a příloha 1, 2), které byly tisknuty s rychlostí skenování čistého Fe/Cu7Ni2Si1Cr 500/1100 mm/s. Na rozhraní všech vzorků sady I byl pozorován lokální výskyt trhlin, a to vždy v oblasti čistého Fe, s výjimkou vzorku č. 5, kde bylo možné pozorovat trhliny podél téměř celého rozhraní opět v oblasti čistého Fe. Ačkoli byly vzorky č. 5 a 6 tisknuty stejnými parametry, tak mikrostruktura vzorku č. 6 vykazovala rozhraní bez větších defektů. Lze tedy usoudit, že záleží i na umístění vzorku na stavěcí desce během procesu výroby. Tyto trhliny mohly vzniknout mechanismem popsáným v [26], a to z důvodu vysokého obsahu Cu7Ni2Si1Cr v roztavené lázni čistého Fe, kde mohlo dojít ke vzniku napětí na fázních hranicích v oblasti čistého Fe.

Mikrostruktura sady III vykazovala rozsáhlé trhliny napříč několika vrstvami. Nižší výskyt trhlin byl pozorován na vzorku č. 5, který byl nejbližší k proudícímu médiu (N₂). Lze tedy usuzovat, že v těchto místech docházelo k lepšímu odvodu tepla, a ve výsledku k nižšímu výskytu nehomogenit. U tohoto vzorku bylo také dosaženo nejvyšší pevnosti v tahu z celé sady ($R_m = 392$ MPa).

9 Závěry

- V rámci diplomové práce byly připraveny tři varianty multi-materiálových vzorků.
- Metalografickou analýzou bylo zjištěno, že u vzorků Sady I (rozhraní \parallel s osou zatěžování) došlo v oblasti rozhraní k dobrému promísení čistého Fe a slitiny Cu₇Ni₂SiCr.
- Pevnost v tahu MM vzorků Sady I byla vyšší ve srovnání s čistým Fe a zároveň nižší než pevnost v tahu slitiny Cu₇Ni₂SiCr.
- Nejhomogennější mikrostruktury u vzorků Sady I bylo dosaženo s využitím rychlosti skenování čistého Fe/Cu₇Ni₂SiCr – 500/1100 mm/s.
- Pevnost vzorků v tahu Sady II (rozhraní \perp na osu zatěžování) je ovlivněna pevností rozhraní, které oslabuje přítomnost defektů – dutiny, trhliny (jejich typ a četnost).
- Pevnost v tahu vzorků Sady III (vícevrstvý MM) byla srovnatelná s pevností v tahu vzorků Sady II i přes rozdílnou orientaci rozhraní k ose zatěžování.
- Tvrdost HV 0,3 naměřená na vzorcích sady III (vícevrstvý MM) byla vyšší než tvrdosti zjištěné pro oblasti čistého Fe a Cu₇Ni₂SiCr u Sady I.
- Nehomogenity vyskytující se v mikrostruktuře MM jsou ve všech případech stejného charakteru (plynové póry a dutiny obsahující neroztavené částice kovového prášku).

10 Seznam použité literatury

- [1] ASTM F2792-12a: Standard Terminology for Additive Manufacturing Technologies, ASTM International. West Conshohocken: ASTM International., 2012.
- [2] CHUA, Chee Kai a Kah Fai LEONG. *3D printing and additive manufacturing: principles and applications*. Fourth edition of Rapid prototyping. Hackensack, New Jersey: World Scientific, [2015], s. 518. ISBN 978-981-4571-40-1.
- [3] PINKERTON, A. J. Lasers in additive manufacturing. *Optics & Laser Technology*. 2016, vol. 78, s. 25-32. ISSN 0030-3992.
- [4] ABOULKHAIR, N. T., et al. Reducing porosity in AlSi10Mg parts processed by selective laser melting. *Additive Manufacturing*. 2014, vol. 1-4, s. 77-86. ISSN 22148604.
- [5] YAP, C. Y., et al. Review of selective laser melting: Materials and applications. *Applied Physics Reviews*. 2015, vol. 2, s. 1–22. ISSN 19319401.
- [6] CHIVEL, Y. New Approach to Multi-material Processing in Selective Laser Melting. *Physics Procedia*. 2016, vol. 83, s. 891-898 ISSN 18753892.
- [7] PALOUSEK, D., et al. SLM process parameters development of Cu-alloy Cu7.2Ni1.8Si1Cr. *Rapid Prototyping Journal*. 2019, vol. 25, s. 266-276. ISSN 1355-2546.
- [8] *Additive Manufacturing* [online]. USA, 2018 [cit. 2019-05-04]. Dostupné z: <http://additivemanufacturing.com>
- [9] GU, D. D., et al. Laser additive manufacturing of metallic components: materials, processes and mechanisms. *International materials reviews*. 2012, vol. 57, ISSN 1743-2804.
- [10] WONG, K. V., HERNANDEZ, A. A Review of Additive Manufacturing. *ISRN Mechanical Engineering*, 2012, s. 1–10. ISSN 2090-5130.
- [11] REDDY BATHULA, Ir. Sreenivas. 3D Printing for Foot. *MOJ Proteomics & Bioinformatics*. 2017, vol. 5 ISSN 23746920.
- [12] AHN, D., et al. Quantification of surface roughness of parts processed by laminated object manufacturing. *Journal of Materials Processing Technology*. 2012, vol. 212, s. 339-346. ISSN 09240136.
- [13] CHANG, K. H. *E-Design: computer-aided engineering design*. New York: Academic Press, 2015. ISBN 978-0123820389.
- [14] GUO, N. a LEU M. C. Additive manufacturing: technology, applications and research needs. *Frontiers of Mechanical Engineering*. 2013, vol. 8, s. 215-243. ISSN 2095-0233
- [15] PALERMO E. *What is Selective Laser Sintering?* [online]. [cit. 2019-04-03] Dostupné z: <https://www.livescience.com/38862-selective-laser-sintering.html>
- [16] OLAKANMI, E. O., COCHRANE, R. F., DALGARNO K. W. A review on selective laser sintering/melting (SLS/SLM) of aluminium alloy powders: Processing, microstructure, and properties. *Progress in Materials Science*. 2015, vol. 74, s. 401–477. ISSN 0079-6425.

- [17] *SLM stampante 3d schema funzionamento – stampa 3d forum 2* [online]. [cit. 2019- 04-03] Dostupné z: <https://www.stampa3d-forum.it>
- [18] READ, N., et al. Selective laser melting of AlSi10Mg alloy: Process optimisation and mechanical properties development. *Materials & Design*. 2015, vol. 65, s. 417–424. ISSN 0261-3069.
- [19] ZHANG, J., et. al. A review of selective laser melting of aluminum alloys: Processing, microstructure, property and developing trends. *Journal of Materials Science & Technology*. 2019, vol. 35, s. 270-284. ISSN 10050302.
- [20] LI, R., et al. *Balling behavior of stainless steel and nickel powder during selective laser melting process* [online]. 2011 [cit. 2016-04-26]. DOI: 10.1007/s00170-011-3566-1.
- [21] SIMSON, T., et al. Residual stress measurements on AISI 316L samples manufactured by selective laser melting. *Additive Manufacturing*. 2017, vol. 17, s. 183-189. ISSN 22148604.
- [22] KRUTH, J.P., et al., Selective laser melting of iron-based powder. *Journal of Materials Processing Technology*. 2004, vol. 149, s. 616-622. ISSN 09240136.
- [23] SAMES, W. J., et al. The metallurgy and processing science of metal additive manufacturing. *International Materials Reviews*. 2016, vol. 61, s. 315-360. ISSN 0950-6608.
- [24] LOUVIS, E., FOX P. a SUTCLIFFE Ch. J. Selective laser melting of aluminium components. *Journal of Materials Processing Technology*, 2011, vol. 211, s. 275-284. ISSN 09240136.
- [25] BANDYOPADHYAY, A. a HEER B. Additive manufacturing of multi-material structures. *Materials Science and Engineering: R: Reports*. 2018, vol. 129, s. 1-16. ISSN 0927796X.
- [26] LIU, Z.H., D.Q. ZHANG, S.L. SING, C.K. CHUA a L.E. LOH. Interfacial characterization of SLM parts in multi-material processing: Metallurgical diffusion between 316L stainless steel and C18400 copper alloy. *Materials Characterization*. 2014, vol. 94, s. 116-125. ISSN 10445803.
- [27] SING, S.L., et al. Interfacial characterization of SLM parts in multi-material processing: Intermetallic phase formation between AlSi10Mg and C18400 copper alloy. *Materials Characterization*. 2015, vol. 107, s. 220-227. ISSN 10445803.
- [28] TAN, Ch., ZHOU K. a KUANG T. Selective laser melting of tungsten-copper functionally graded material. *Materials Letters*. 2019, vol. 237, s. 328-331. ISSN 0167577X.
- [29] HINOJOS, A., et al. Joining of Inconel 718 and 316 Stainless Steel using electron beam melting additive manufacturing technology. *Materials & Design*. 2016, vol. 94, s. 17- 27. ISSN 02641275.
- [30] DEMIR, A. G. a PREVITALI B. Multi-material selective laser melting of Fe/Al-12Si components. *Manufacturing Letters*. 2017, vol. 11, s. 8-11. ISSN 22138463.

- [31] VON GOLDBECK, O.K. Iron—Copper Fe—Cu. *IRON—Binary Phase Diagrams*. Berlin, Heidelberg: Springer, 1982, s. 35-37. ISBN 978-3-662-08026-9.
- [32] PALOUSEK, D., L. PANTELEJEV, T. ZIKMUND a D. KOUTNY. PROCESSING OF NEARLY PURE IRON USING 400W SELECTIVE LASER MELTING – INITIAL STUDY. *MM Science Journal*. 2017, vol. 2017(01), s. 1738-1743. ISSN 18031269.
- [33] AMPCO METAL [online]. Technical Data Sheet AMPCOLOY® 944 Extruded. 2018. [5. 5. 2019]. Dostupné z: https://www.ampcometal.com/documents/A944_FRM_E.pdf.

11 Seznam použitých symbolů a zkratek

Symbol/zkratka	Jednotka	Popis
αFe		Tuhý roztok
γ''		Precipitát Ni_3Nb
γFe		Tuhý roztok
δFe		Tuhý roztok
ε_{pl}		Plastická deformace
ε_{th}		Tepelná deformace
η	[J/mm]	Lineární energie
ρ	[kg/m ³]	Hustota
σ	[MPa]	Napětí
σ_{comp}	[MPa]	Mez pevnosti v tlaku
ψ	[J/mm ³]	Hustota energie
h	[mm]	Rozteč skenování
t	[mm]	Tloušťka vrstvy
v	[mm/s]	Rychlost skenování
2D		Dvojměrný
3D		Trojměrný
A5	[%]	Tažnost
ABS		Akrylonitril-butadien-styren
AM		Aditivní výroba
ASTM		Mezinárodní organizace pro normalizaci
BCC		Mřížka prostorově středěná
CAD		Počítačem podporované navrhování
E		Youngův modul pružnosti
EBM		Výroba elektronovým paprskem
FB		Fúzní hranice
FCC		Mřížka plošně středěná
FDM		Materiálová extruze
FEM		Metoda konečných prvků
FGM		Funkčně gradientní materiály
FIB		Soustředěný iontový svazek

FZ		fúzní zóny
HAM		Hybridní aditivní výroba
HAZ		Tepelně ovlivněná zóna
HBW	[-]	Tvrdost dle Brinella
HRC	[-]	Tvrdost dle Rockwella
HV	[-]	Tvrdost dle Vickerse
LENS		Přímá metoda navařování laserem
LOM		Plošné laminování
MM		Multi-materiál
MM-AM		Multi-materiálová aditivní výroba
P	[W]	Výkon laseru
PC		Polykarbonát
PFC		Plazmové komponenty
PFM		Materiály odolné vůči plazmatu
PPSU		Polyfenylsulfon
Re	[MPa]	Mez kluzu
Rm	[MPa]	Mez pevnosti v tahu
SEM		Skenovací elektronová mikroskopie
SLA		Stereolitografie
SLM		Selektivní laserové tavení
SLS		Selektivní laserové spékání
STL		Standardní teselační soubor
TGM		Mechanismus teplotního gradientu
T _c	[°C]	Curieho teplota
T _m	[°C]	Teplota tání
T _n		Podkladová vrstva
UZ		Neroztavená zóna
YLR		Ytterbiový laserový zdroj

12 Přílohy



Příloha 1: Mikrostruktura vzorku č. 1 (vlevo) a vzorku č. 2 (vpravo) v neleptaném stavu



Příloha 2: Mikrostruktura vzorku č. 4 (vlevo) a vzorku č. 6 (vpravo) v neleptaném stavu